

**UNIVERSIDADE DO EXTREMO SUL CATARINENSE - UNESC
UNIDADE ACADÊMICA DE CIÊNCIAS, ENGENHARIAS E
TECNOLOGIAS - UNACET
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS - PPGCEM
MESTRADO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

GABRIELI BORGES UGIONI FELIPE

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA A ABRASÃO E EROSÃO DO
AÇO ASTM A106GrB SUBMETIDO A DIFERENTES
CONDIÇÕES DE TEMPO E TEMPERATURAS DE
ESFEROIDIZAÇÃO**

Dissertação de Mestrado – DM
apresentado ao Programa de Pós-
Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais como
requisito à obtenção do título de
Mestre em Ciência e Engenharia de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr Alexandre
Gonçalves Dal-Bó
Co-orientador: Prof. Dr Marcio
Roberto da Rocha

**CRICIÚMA
2017**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação

F315e Felipe, Gabrieli Borges Ugioni.

Estudo da resistência à abrasão e erosão do aço ASTM A106GrB submetido a diferentes condições de tempo e temperaturas de esferoidização / Gabrieli Borges Ugioni Felipe. - 2017.

125 p. : il.; 21 cm.

Dissertação (Mestrado) - Universidade do Extremo Sul Catarinense, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Criciúma, 2017.

Orientação: Alexandre Gonçalves Dal-Bó.

Coorientação: Marcio Roberto da Rocha.

1. Aço-carbono. 2. Resistência à abrasão. 3. Resistência à erosão. 4. Esferoidização. 5. Desgaste erosivo. 6. Desgaste abrasivo. I. Título.

CDD 23. ed. 620.17

Gabrieli Borges Ugioni Felipe

Estudo da resistência a abrasão e erosão do aço ASTM A106GrB submetido a diferentes condições de tempo e temperaturas de esferoidização.

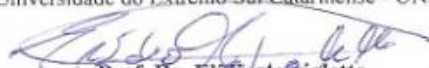
Esta dissertação foi julgada adequada à obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (Área de concentração: Tecnologia de Materiais) da Universidade do Extremo Sul Catarinense – UNESC.

Criciúma, SC, 14 de julho de 2017.

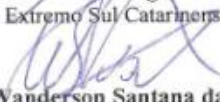
Banca Examinadora:



Prof. Dr. Adriano Michael Bernardin
Universidade do Extremo Sul Catarinense - UNESC



Prof. Dr. Elídio Angioletto
Universidade do Extremo Sul Catarinense - UNESC



Prof. Dr. Wanderson Santana da Silva
Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC

A Helena.

AGRADECIMENTOS

- Agradeço primeiramente a Deus, pelo dom da vida, por ter me conduzido até aqui e por estar à frente de todas as minhas batalhas.
- Ao PROSUP – CAPES, pelo auxílio financeiro.
- A UNESC, pela estrutura e recursos disponibilizados.
- A minha mãe, Rosinha Borges Ugioni, pelas orações, pelo amor incondicional e por ser meu ombro amigo nas vezes que mais precisei.
- Ao meu pai, João Ugioni, por nunca falar o que eu quero ouvir, mas sempre o que preciso..
- A minha irmã, Fabiani Borges Ugioni, por acalantar meu coração nas vezes que mais precisei e por colocar na minha vida meu anjo, Davi, que deixa meus dias muito mais doces.
- Meu Marido, Daniel Feliciano Felipe, que me deu muito mais que apoio moral, “virando” noites no laboratório comigo sem perder o humor. Obrigada pelo apoio incondicional.
- Ao meu orientador, Prof. Dr Alexandre Dal-Bó, pelo suporte nas vezes que precisei.
- Ao meu coorientador, Prof. Dr. Márcio Rocha, pelas orientações ao longo desse trabalho e, muito mais que isso, por ser um grande mentor e por ter sido a pessoa que me apresentou à metalurgia, caminho esse que me fascina até hoje.
- Ao professor Dr. Elidio Angioletto, por há 10 anos ter despertado em mim o gosto e a curiosidade pela pesquisa, que perduram até hoje.
- A todos os professores do PPGCEM, pelo conhecimento transmitido e pela amizade.
- Ao grupo de pesquisa fenômenos de superfície, pela parceria e pelos trabalhos desenvolvidos.
- Aos amigos, pelo apoio e por entender as vezes em que não pude estar presente.
- À Danila, pela paciência e pelo ombro amigo.
- À Vivian, secretaria do PPGCEM, pela paciência e pelo auxílio burocrático.
- A Helena, minha filha, que ainda nem chegou, já fez bagunça e me mostrou onde cada coisa deveria estar.

"Se vi mais longe, foi porque
estava aos ombros de gigantes"
(Isaac Newton)

RESUMO

Um dos problemas verificados em trocadores de calor, fabricados em tubos de aço carbono, que trabalham em temperaturas elevadas é a degradação causada por processos erosivos e abrasivos, gerados pela ação de cinzas oriundas da queima de carvão, com aproximadamente 42% de cinzas. Um dos fatores que contribuem para a degradação do material são as mudanças microestruturais, como a esferoidização da cementita perlítica lamelar, quantidade de carbonetos e tamanho médio das partículas. O objetivo desse trabalho foi avaliar o efeito da esferoidização nas temperaturas de 530°C, 630°C e 700°C nos tempos de 50h, 100h e 200h, nas condições de desgaste erosivo a quente, simulando a temperatura real de trabalho (450°C) e abrasivo no aço ASTM A106. Avaliou-se a variação do volume, as microestruturas esferoidizadas, o tamanho de grão e a resistência mecânica a partir da microdureza. As amostras com maior nível de esferoidização, obtidas nas temperaturas de 700°C em tempos de 50 horas e apresentaram maior redução de dureza, o que resultou em maiores perdas de massa. De forma geral, com o aumento da esferoidização, há redução da dureza e aumento do desgaste erosivo, porém com gradativa redução da taxa de desgaste. Isto possivelmente decorre do aumento da ductilidade/tenacidade da matriz, a qual retarda o processo de fragmentação (debris) da superfície do aço ASTM A106 durante o processo erosivo à quente.

Palavras chave: Erosão. Abrasão. Aço baixa liga. Esferoidização.

ABSTRACT

One of the problems encountered in heat exchangers made from carbon steel tubes that work at high temperatures is a degradation caused by erosive and abrasive processes generated by the action of ash from coal burning with approximately 42% ash. One of the factors contributing to the degradation of the material is as microstructural changes, such as the spherical of the lamellar perlite cementite, the amount of carbon and the average particle size. The objective of this work is to evaluate the effect of spheroidization at temperatures of 530 ° C, 630 ° C and 700 ° C at 50h, 100h and 200h times, conditions of hot erosive wear, simulating the actual working temperature (450 ° C) And ASTM A106 non-steel abrasive. Volume variation is selected, such as spheroid microstructures, grain size and mechanical strength from microhardness. As samples with larger spheroidization span, obtained at temperatures of 700 ° C in times of 50 hours and presented greater reduction of hardness, which results in greater mass losses. In general, with increasing spheroidization, there is reduction of hardness and increase of erosive wear, with the reduction of wear rate. This is possibly due to the increased ductility / toughness of the matrix, a process of fragmentation (debris) of ASTM A106 steel during the hot erosion process

Key words: Erosion. Abrasion. Low alloy steel. Sheroidization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquema dos trocadores de calor e diagrama esquemático..	34
Figura 2 - Esferoidização da perlita em ciclo isotérmico.	37
Figura 3 - Diagrama de fase-ferro carbono mostrando as regiões de temperatura para o recozimento de esferoidização.....	38
Figura 4 - Evolução microestrutural na esferoidização dos aços	40
Figura 5 - Diagrama dos processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento das interfaces.	46
Figura 6 - Abrasômetro com roda de borracha.....	48
Figura 7 - Formas de desgaste abrasivo.	49
Figura 8 - Influência da velocidade de desgaste no aço API X42.	53
Figura 9 - Representação esquemática dos mecanismos de erosão por partículas sólidas.	54
Figura 10 - Influência do ângulo de impacto no desgaste do aço AISI 1018.....	55
Figura 11 - Fluxograma das etapas do processo.....	59
Figura 12 - Amostras extraídas do tubo de aço ASTM A106 recebido.	60
Figura 13 - Copos de prova após serem planificados (a). Em (b) amostras preparadas para o ensaio de desgaste erosivo.	61
Figura 14 - Indicação do ângulo de incidência das partículas de erodente no ensaio de erosão à quente.	64
Figura 15 - Equipamento para ensaio de desgaste abrasivo.	65
Figura 16 - Análise por calorimetria diferencial de varredura para o aço ASTM A106 Gr B.	67
Figura 17 - Microestrutura obtida após normalização.	68
Figura 18 - Microestruturas obtidas após normalização no tratamento a 530°C em diferentes tempos. a) 0h; b) 25 horas; c) 50 horas; d) 75 horas; e) 100 horas; f) 200 horas.	69
Figura 19 - Microestruturas obtidas no tratamento a 630°C. a)corpo de prova apenas normalizado b) 25 h; c) 50 h; d) 75 h; e) 100 h; e f) 200 h.	72
Figura 20 - Microestruturas obtidas por MEV após o tratamento a 530°C a) 50h, b)100h e c)200h e 630°C após o tempo de d)50h, e)100h e f) 200h.....	75
Figura 21 - Microestruturas das amostras na condição de a) normalizado e tratados a 700°C por b) 25 h; c) 50 h;.....	79
Figura 22 - Microestrutura obtida no tratamento a 700°C após de 50 horas de recozimento.	80
Figura 23 - Comparativo entre as durezas obtidas nos corpos de prova apenas normalizado e tratados a 530°C, 630°C e 700°C.....	82

Figura 24 - Comparativo entre tamanho de grão conforme tempo de exposição.....	84
Figura 25 - Relação entre temperatura em °C e da taxa de difusão (D)	87
Figura 26 - Taxa de difusão do carbono.....	88
Figura 27 - Relação entre quantidades de partículas e dureza.....	89
Figura 28 - Relação entre tamanho de grão e dureza	91
Figura 29 - Perda de volume obtido no desgaste abrasivo em função do tempo de tratamento	92
Figura 30 - Aspecto da superfície de desgaste obtida após desgaste abrasivo no tratamento a 530°C a)50h, b)100h e c)200h e 630°C após tempo de exposição de d)50h, e)100h e f)200 horas de recozimento. ...	93
Figura 31 - Microestrutura obtida no tratamento a 700°C após tempo de exposição de 50 horas de recozimento.	97
Figura 32 - Comparativo de imagens no estereoscópio entre corpo de prova tratado a 700°C – 50h e apenas normalizado após desgaste abrasivo	98
Figura 33 - Perda de volume obtido no desgaste erosivo em função do tempo de exposição	99
Figura 34 - Microestruturas obtidas com o desgaste erosivo após normalização e tratamento a 530°C e 630°C, com aumento de 10000x.	100
Figura 35 - Aspecto da superfície da amostra esferoidizada em 700°C/50h após submissão ao ensaio de desgaste erosivo em 450°C. Na imagem ampliada, setas indicam a presença de partículas encrustadas na superfície (1) e a presença de trincas superficiais (2).....	101
Figura 36 - Relação entre perda de volume encontrada no desgaste abrasivo e a circularidade	102
Figura 37 - Relação entre perda de volume encontrada no desgaste erosivo e a circularidade	102
Figura 38 - Relação entre a dureza e a circularidade.	103
Figura 39 - Relação entre a dureza e desgaste abrasivo	104
Figura 40 - Relação entre a dureza e desgaste erosivo.	104
Figura 41 - Comparativo entre perda de volume no desgaste abrasivo e tamanho de grão para o tempo de 530°C.....	105
Figura 42 - Comparativo entre perda de volume no desgaste erosivo e tamanho de grão para o tempo de 530°C.....	106
Figura 43 - Comparativo entre perda de volume no desgaste abrasivo e tamanho de grão para o tempo de 630°C.....	106
Figura 44 - Comparativo entre perda de volume no desgaste abrasivo e erosivo e tamanho de grão para o tempo de 630°C	107

Figura 45 - Comparativo entre perda de volume no desgaste abrasivo e tamanho de grão para o tempo de 700°C.....	108
Figura 46 - Comparativo entre perda de volume no desgaste erosivo e tamanho de grão para o tempo de 700°C.....	109

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação dos aços ligados.	32
Tabela 2 - Propriedades mecânicas dos aços A106.	35
Tabela 3 - Valores típicos para o coeficiente de desgaste por abrasão K _{abrasão}	51
Tabela 4 - Composição química do aço ASTM A106.....	60
Tabela 5 - Análise granulométrica por difração a laser das aluminas ...	64
Tabela 6 - Dureza das amostras tratadas	81
Tabela 7 - Tamanho de grão das amostras tratadas.....	83
Tabela 8 - Comparativo entre as propriedades das partículas obtidas nos tratamentos de 530°C, 630°C e 700°C.	85
Tabela 9 - Correlações de tempos calculados com base na difusividade	89

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
DSC	Calorimetria de varredura diferencial
I.DT	Instituto de Engenharia e Tecnologia
I.Parque	Parque Científico e Tecnológico
LMP	Parâmetro de Larson-Miller
Ppm	partes por milhão
T.G	Tamanho de grão
UNESC	Universidade do Extremo Sul Catarinense

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	27
2 OBJETIVOS	29
2.1 OBJETIVO GERAL.....	29
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	29
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	31
3.1 AÇOS	31
3.1.1 Tubulações de aço.....	33
3.1.2 Evolução microestrutural sob efeito da temperatura.....	36
3.1.3 Efeitos da temperatura nas propriedades mecânicas do material	41
3.1.4 Mecanismos do processo de esferoidização.....	42
3.3 DESGASTE	44
3.3.1 Desgaste abrasivo	47
3.3.2 Desgaste Erosivo.....	51
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	59
4.1 MATERIAIS	60
4.2 MÉTODOS.....	60
4.2.1 Análise microestrutural	62
4.2.2 Ensaio de desgaste	63
4.2.3 Dureza	66
4.2.4 Tamanho de grão.....	66
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	67
5.1 DEFINIÇÃO DA TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO DO AÇO ASTM A106 GRB.....	67
5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	68
5.3 EXTRAPOLAÇÃO DE DADOS.....	86
5.4 AVALIAÇÃO TRIBOLÓGICA	91
5.5 CORRELAÇÕES ENTRE PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS.....	105
6 CONCLUSÕES	111
REFERÊNCIAS	113
APÊNDICES	121
APÊNDICE A - TABELA DE COEFICIENTE DE DIFUSÃO....	122
APÊNDICE B - METODOLOGIA DO USO DO IMAGEJ.....	123

1 INTRODUÇÃO

Dentre todos os tipos de aço, os aços baixo carbono são os mais produzidos constituindo-se basicamente em uma microestrutura basicamente de ferrita e perlita, o que faz com que esses materiais tenham uma maior ductilidade e uma boa tenacidade (CALLISTER, 2008). As propriedades desses aços podem ser melhoradas com a adição de um ou mais elementos de liga durante o seu processo de fabricação. Quando adicionados até 5% de elementos de liga, estes materiais são chamados de “aços baixa liga”.

Dentre os aços baixa liga, o aço ASTM A106 acalmado com silício é especificado para a fabricação de tubos de alta qualidade, geralmente utilizado no transporte de óleo, gás natural e gás frio. Devido aos elementos de liga introduzidos no aço durante sua produção, este possui resistência ao choque e a altas temperaturas (temperatura acima do limite de uso do aço-carbono). Sabe-se, porém, que o tempo elevado a altas temperaturas (acima de 530°C) promove uma forte redução na sua resistência mecânica, devido principalmente ao fenômeno de deformação por fluência e esferoidização (globulização) das cementitas presentes. Esta alteração microestrutural muda também o comportamento de desgaste do material, e consequentemente, o seu desempenho (TELLES, 2001).

As ligas que contêm microestruturas perlíticas possuem maior resistência e maior dureza do que aquelas que possuem cementitas globulizadas, devido à restrição ao movimento de discordâncias através das fronteiras entre as fases ferrita e cementita. Com a presença de cementita globulizada a deformação plástica não é tão restrita, o que dá origem a um material relativamente dúctil e com menor resistência mecânica (CALLISTER, 2008).

No que se refere ao desgaste, à dureza de um material pode ser um indicador de sua resistência (NORTON, 2011). Frequentemente julga-se a capacidade do metal de resistir ao desgaste pela dureza deste, assim, por exemplo, normalmente os aços mais duros desgastam-se menos e vice-versa (YOSHIDA, 1975).

Os equipamentos utilizados em termoeletricas que utilizam carvão como combustível são comumente produzidos de aço baixo carbono e sofrem rotineiramente desgaste que estão associados à velocidade dos gases, temperatura (normalmente envolvem temperaturas de 530° C aproximadamente, em tempos prolongados de exposição) e ação das cinzas (ZANINI, 2007). A velocidade das partículas presentes é o principal parâmetro de desgaste, que normalmente é limitada a 20

m/s, sendo que, dos seus componentes, a sílica e o óxido de ferro hematita são os que mais contribuem para a erosão e, quando a taxa de desgaste se torna excessiva, falhas prematuras podem ocorrer nos tubos (ANGIOLLETO et al., 2009).

Estima-se que aproximadamente 30% das falhas em tubos de caldeiras ocorrem devido ao desgaste erosivo (SAGAYARAJ 200 apud LEVY, 2009). O carvão queimado na Companhia Jorge Lacerda, por exemplo, possui aproximadamente 42% de cinzas e aproximadamente 60% a 80% da cinza resultante da queima do carvão passa pela fornalha, juntamente com os gases de combustão, gerando um desgaste erosivo por cinzas, que é classificada como a principal perda de produtividade em plantas que utilizam combustíveis fósseis. (ANGIOLLETO et al., 2009). Além disso, a maioria dos fluidos que passam por essas tubulações ainda contém partículas sólidas, que acabam contribuindo para o desgaste dos demais equipamentos (GAO, 2017).

As falhas em trocadores de calor causadas por partículas sólidas têm sido um grande problema nas indústrias de petróleo e gás, e prevenir essa degradação é ainda uma técnica em desenvolvimento (GAO, 2017). Angiolleto 2009 destaca que diversas estratégias vem sendo adotadas no intuito de os problemas por desgaste dos trocadores de calor, porém, sabe-se que esses métodos ainda são considerados paliativos e que ações mais intensas devem ser tomadas para que se evite as falhas nos tubos.

Embora existam trabalhos que investiguem a relação das variáveis microestruturais com a taxa de desgaste, há poucos trabalhos que relacionem as características da esferoidização que ocorrem na prática dos aços ASTM A106 empregados em tubulações, tanto no comportamento do desgaste erosivo e abrasivo.

Assim, o presente trabalho teve por fim avaliar o comportamento do desgaste erosivo e abrasivo do aço ASTM A106 esferoidizado, utilizado em trocadores de calor, de modo a obter possíveis correlações entre as microestruturas/propriedades/desempenho destes materiais.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Estudar o efeito da esferoidização da cementita perlítica lamelar sobre o comportamento de desgaste erosivo e abrasivo do aço ASTM A106GrB.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Estudar o efeito das temperaturas e tempos sobre a cinética de esferoidização do aço ASTM A106GrB;
- Avaliar a relação entre o tratamento de esferoidização e a microestrutura do aço ASTM A106GrB;
- Estudar as correlações entre o comportamento de desgaste destes aços e de seus parâmetros microestruturais, sendo eles: grau de esferoidização, tamanho de grão e quantidade de partículas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Uma das decisões mais importantes em projetos é a escolha adequada do material a ser utilizado. Os materiais limitam projetos, e novos materiais que ainda estão sendo investigados/desenvolvidos abrem novas possibilidades de projetos (NORTON, 2011).

Dentre as características importantes nos materiais que podem ser destacadas, tem-se a composição química, pois também dela depende o comportamento dos materiais. Além disso, as propriedades dos metais que determinam o seu desempenho dependem da sua microestrutura que, por sua vez, depende do histórico térmico e mecânico sofrido pelo metal durante o processamento (KIMINAMI, 2013).

A seleção do material para uma determinada aplicação nem sempre é um problema de fácil solução, pois seus requisitos dependem das condições de trabalho (pressão, temperatura), custo, grau de segurança, das sobrecargas externas, e da resistência ao escoamento do fluido (resistência ao desgaste) (TELLES, 2001). Na construção de oleodutos e gasodutos, por exemplo, a combinação entre boas propriedades mecânicas e metalúrgicas faz com que na maioria das vezes, o aço baixa liga seja o material selecionado para aplicação em trocadores de calor (ISLAN, 2016).

As condições normais de operação nos trocadores de calor, normalmente envolvem altas temperaturas (530 °C aproximadamente) em tempos prolongados de exposição, que podem causar degradação das características microestruturais do aço, resultando em alterações nas propriedades mecânicas, causadas principalmente pela esferoidização das cementitas e, conseqüentemente, uma ameaça potencial à falha do tubo, principalmente devido aos desgastes abrasivos e erosivos (MANSSOR, 2009).

Em muitos aspectos do dia-a-dia podem ser encontrados problemas relacionados ao desgaste dos materiais, e a compreensão desses mecanismos assume um papel importante durante a produção e escolha de novos materiais. À primeira vista as relações parecem óbvias, porém, com o envolvimento de complexas variáveis que regem o processo, estas resultam em influências desde os aspectos econômicos até no sucesso de grandes projetos de engenharia.

3.1 AÇOS

Os aços podem ser classificados em: aços carbono e aços ligas. Os aços carbono, teoricamente, não possuem elementos de liga, sendo

que qualquer elemento existente na sua composição, além do ferro e carbono, pode ser classificado como elemento de liga. Os aços-liga, por sua vez, podem ser divididos em: baixa liga, média liga e alta liga, conforme descrito na tabela 1.

Tabela 1 - Classificação dos aços ligados.

Tabela dos aços ligados	
Baixa Liga	Até 5% de elementos de liga
Média Liga	de 5 a 10% de elementos de liga
Alta Liga	acima de 10% de elementos de liga

Fonte: Zanotti, 2005.

A possibilidade de se obter bom desempenho do aço, associada às consideráveis combinações de propriedades físicas e mecânicas, através de processamento e baixo consumo de energia para sua produção, favorece seu uso em larga escala em aplicações gerais (COLPAERT, 2008).

Mais de 90% em peso dos materiais metálicos são ligas ferrosas, sendo que a maioria das ligas ferrosas é de aço carbono e aços de baixa liga. Devido à ausência de grandes quantidades de elementos de liga e a uma ductilidade que permite serem prontamente conformados, tem-se um produto final forte e durável (SHACKELFORD, 2008).

As propriedades dos aços-carbono são influenciadas por sua composição química e temperatura, onde o aumento na quantidade de carbono pode produzir um aumento nos limites de resistência e de escoamento, ao mesmo tempo em que aumenta sua dureza (TELLES, 2001).

Um dos fatores de influência nos aços de baixa liga é a sua microestrutura. A microestrutura resultante da transformação de fases tem um papel predominante na obtenção das propriedades mecânicas de aços de alta resistência e baixa liga tratados termicamente, na maioria das vezes por têmpera e revenido (SOUZA, 1989).

As fases presentes no aço são a austenita, ferrita, cementita e, de fato, a presença e percentual de cada uma dessas fases/constituintes pode alterar as propriedades do aço. Pode-se citar aqui a interferência da perlita, que normalmente inicia no contorno de grão e prossegue em direção ao seu centro (CHIAVERINI, 1996). A resistência mecânica devida a sua presença é resultado da espessura e distância entre as suas lamelas, e estas, por sua vez, dependem da velocidade de sua formação.

3.1.1 Tubulações de aço

Devido ao baixo custo e facilidade para se trabalhar com os aços carbonos, esses vêm sendo denominados como “aços para aplicação geral”. Quando se trata de tubulações industriais a situação não é diferente, isto é, só se deixa de empregar o aço-carbono quando houver alguma circunstância especial que proíba seu uso. Em indústrias de processamento mais de 90% dos tubos são de aço-carbono (TELLES, 2001).

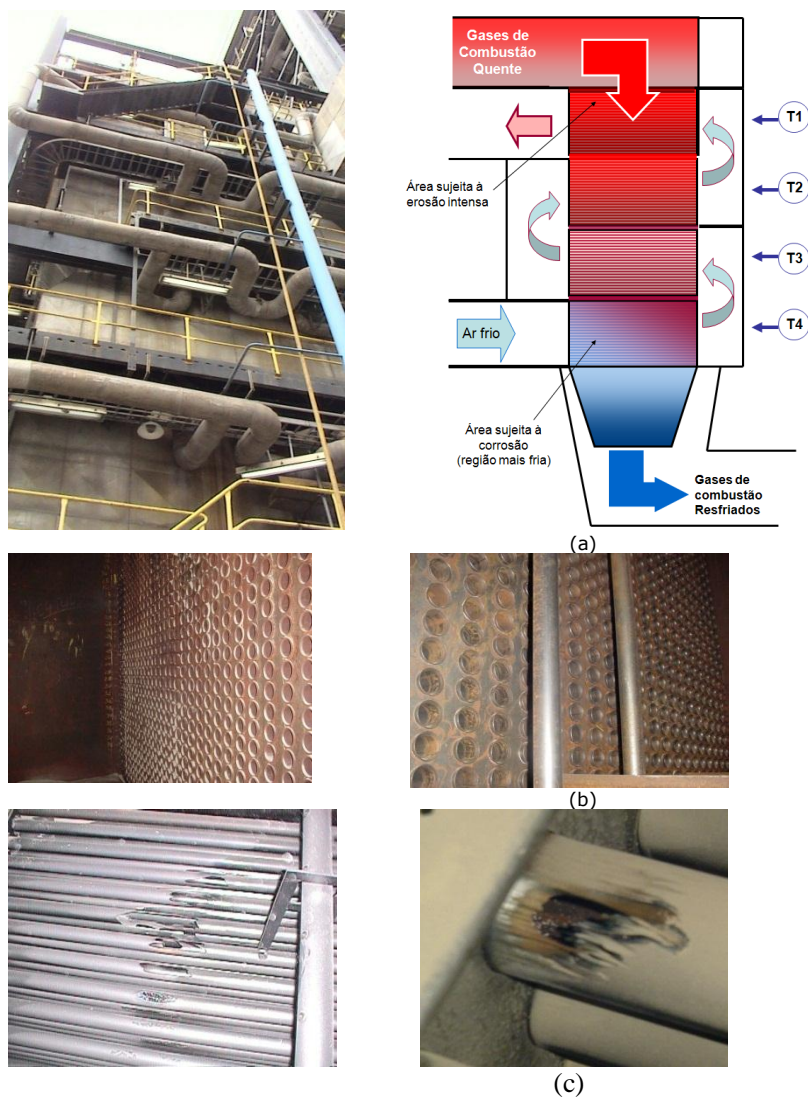
Chama-se tubulação um conjunto de tubos e de seus diversos acessórios, sendo na maioria das vezes fabricados pelo processo de laminação. A grande maioria dos tubos funciona como condutos forçados, isto é, sem superfície livre, com o fluido tomando toda a seção transversal. Os tubos são usados para transporte de fluidos conhecidos, bem como, para fluidos com sólidos em suspensão (TELLES, 1967).

Em uma usina termelétrica as tubulações são responsáveis pelo transporte do vapor, que auxiliam no movimento de rotação de um rotor de um alternador, no qual é produzida a energia elétrica (COMELLI, 2006). Além disso, as tubulações também são utilizadas nas estruturas como trocadores de calor, o que permite o aquecimento dos gases/vapores, como também o reaproveitamento de energia térmica.

Nas termelétricas que utilizam carvão mineral como base energética, além do vapor que passa pelas tubulações, a sua queima gera uma grande quantidade de cinzas (ZANINI, 2007). Em grandes centrais de carvão, as cinzas são arrastadas pela corrente de gás que sai pela caldeira, colidindo com a superfície das tubulações, provocando um desgaste erosivo que, em estado avançado, pode perfurar as tubulações (SAGARAYARAJ, 2009).

Como exemplo, o carvão mineral utilizado na usina termoeletrônica Jorge Lacerda, localizada na cidade de Capivari de Baixo - SC, possui em média 42% de minerais que se transformam em cinzas. Estas causam desgaste intenso e localizado, sendo o desgaste erosivo o mais frequente (ZANINI, 2007). Nestas instalações, a temperatura de vapor superaquecido que os tubos ficam expostos está em torno de 540 °C e à pressão aproximada de 10,7 MPa (COMELLI, 2006). A figura 1 mostra um esquema dos tubos utilizados na termoeletrônica Jorge Lacerda, bem como os problemas decorrentes da passagem das cinzas nos trocadores de calor.

Figura 1 – Esquema dos trocadores de calor e diagrama esquemático (a), espelhos (b) e, tubos perfurados por efeito erosivo das cinzas (c).



Fonte: ZANINI, 2007.

O impacto dessas partículas ocorre mais frequentemente na superfície interna dos tubos, perto das entradas dos tubos e ainda, ao

longo de curvas U quando se trata de trocadores de calor de tubo em U. A entrada dos tubos é classificada como a região mais crítica em relação à falha de erosão (GAO, 2017).

Além disso, a exposição prolongada do aço-carbono a temperaturas superiores a 440 °C pode causar a esferoidização e grafitação do material, afetando diretamente suas propriedades mecânicas. Em temperaturas superiores a 530 °C o aço carbono sofre oxidação superficial, quando exposto ao ar, por esse motivo, os projetos normalmente consideram acréscimo de alguma sobreespessura (margem para corrosão) em todas as partes do aço carbono em contato com fluidos, sendo que esse será um material consumido pela corrosão ao longo da vida útil da tubulação, sem comprometer a resistência mecânica da mesma (TELLES, 1967).

Dentre os aços utilizados, cita-se o aço ASTM A106 que é um aço carbono acalmado ao silício. Este é produzido para ser utilizado em aplicações que exigem altas temperaturas, utilizado normalmente na confecção de tubos sem costura com ampla aplicação na indústria de petróleo, química e petroquímica (MANSOOR, 2009).

Esse aço é constituído principalmente pelo microconstituente perlita na matriz ferrítica, que, ao ser exposta em condições prolongadas de alta temperatura pode causar degradação das características microestruturais, resultando na diminuição da dureza e, conseqüentemente, uma ameaça potencial para a manutenção (MANSOOR, 2009).

As propriedades do aço ASTM A106 podem ser vistas na Tabela 2.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas dos aços A106.

Grau do aço	Resistência à tração mínima	Limite de escoamento mínimo	Alongamento mínimo (%)	
			Corpo-de-prova (base de medida 50 mm)	
			Longitud inal	Tran sversal
A	331	207	35	25
B	414	241	30	16,5
C	483	276	30	16,5

Fonte: NBR 0321.

O aço ASTM A106 abrange três graus de materiais, A, B e C, que diferem basicamente quanto à composição química e as propriedades mecânicas que o aço deve satisfazer. O grau C só deve ser empregado para temperaturas de uso até 200 °C e por esse motivo, raramente são produzidos (TELLES, 2001). Os graus A e B são utilizados para altas temperaturas (entre 430°C e 590°C) e devem ser acalmados em silício, para eliminar os gases presentes. Os aços-acalmados têm estrutura metalúrgica mais fina e uniforme, com menor incidência de defeitos internos. Para que seja aumentado o tempo de serviço de uma tubulação, recomenda-se que esse procedimento seja feito sempre que a mesma estiver sujeita a temperaturas de trabalho acima de 400°C.

A estimativa do tempo de serviço das tubulações é um fator importante a ser considerado, porém, complexo. Sua complexidade deve-se ao fato de que além de haver uma variedade no tipo de serviço, ainda há influência de numerosas circunstâncias, algumas difíceis de prever ou de se avaliar com relativa segurança (TELLES, 1979).

A razão para se fazer a primeira inspeção em uma tubulação é para a determinação do efeito da oxidação, da erosão e de outros fatores atuantes, por comparação com a inspeção inicial (durante a construção). É possível prever os reparos e paradas para manutenções baseando-se em dados acumulados e conhecimentos das condições de trabalho. Se se dispuser dessas informações, pode-se reparar todos os desenhos necessários, e o planejamento para todas as fases de trabalho (MELLO, 2016), sendo que, uma vez detectada a possibilidade de falhas no tubo, a central deve ser desligada para manutenção, a fim de se evitar qualquer tipo de catástrofe (SAGAYARAJ, 2009), além de potencial desastre ambiental (GAO, 2017).

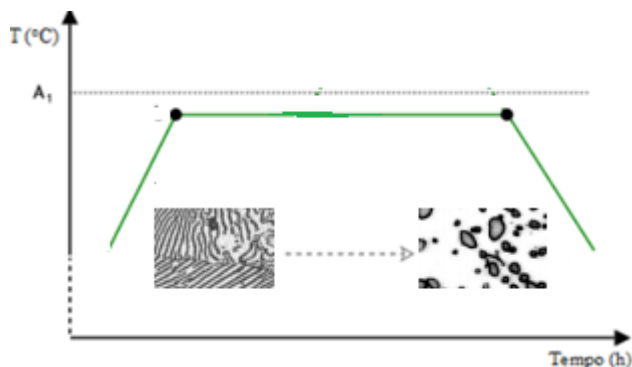
No campo do petróleo e gás, assim como, nas termoelétricas, para facilitar a manutenção, é uma prática habitual avaliar a degradação da microestrutura (especialmente da perlita) por exame microscópico do aço durante inspeção anual da planta. Este é um método trabalhoso, especialmente pela dificuldade de proceder com o teste em campo. Além disso, a técnica utilizada é a replicação de superfície, que possui limitações no perfil da superfície da área coberta e resolução óptica (Manssor, 2009).

3.1.2 Evolução microestrutural sob efeito da temperatura

Aços expostos a temperaturas logo abaixo da linha inferior da zona crítica, aproximadamente 728°C, em tempos prolongados estão sujeitos a ter uma estrutura globular de cementita em uma matriz de

ferrita. Essa estrutura é chamada de esferoidita e é apresentada na parte direita da Figura 2.

Figura 2 - Esferoidização da perlita em ciclo isotérmico.



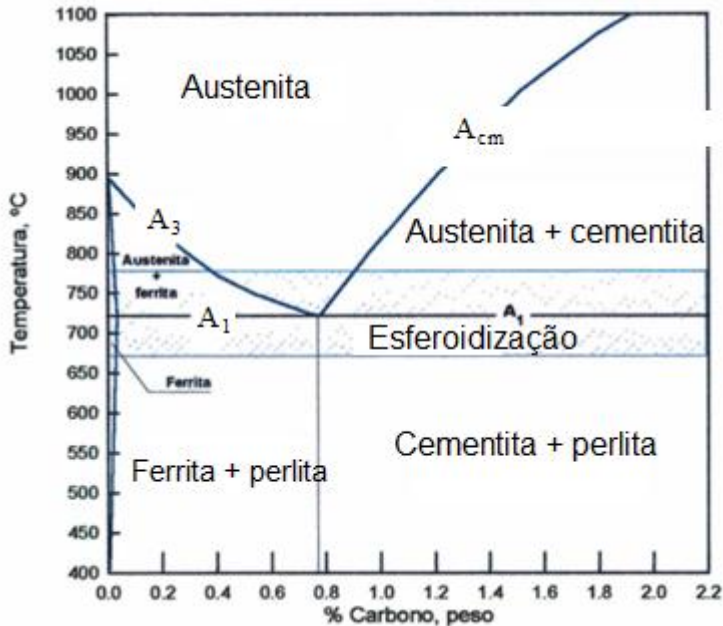
Fonte: adaptado de Peruch, 2009.

A esferoidita (cementita globular) possui baixa dureza, sendo na maioria das vezes inferior à dureza da perlita grosseira (CHIAVERINI, 1971).

A esferoidização é um processo de ajuste morfológico que se dá sob ação da energia superficial, onde, por meio do mecanismo de coalescimento, ocorre a formação de carbonetos globulares. Esse processo ocorre uma vez que as cementitas lamelares, presentes na perlita, têm uma área de superfície por unidade de volume de partícula muito grande, e, portanto, uma elevada energia interfacial (FAGUNDES, 2006).

Em um recozimento de esferoidização, é difícil estabelecer a temperatura crítica, porém, nos tratamentos em temperaturas por elevados tempos, a temperatura crítica normalmente está muito próxima a temperaturas de equilíbrio A_1 , conforme indica a Figura 3 (Rocha, 2001):

Figura 3 - Diagrama de fase-ferro carbono mostrando as regiões de temperatura para o recozimento de esferoidização.



Fonte: Rocha, 2001.

Os principais ciclos de tratamento térmico que levam à esferoidização dos carbonetos são (DICK et al., 2010):

- Manutenção prolongada em tempo e temperaturas logo abaixo da temperatura eutetóide;
- Aquecimento e resfriamento alternado entre temperaturas acima e abaixo de A_1 ;
- Aquecimento acima da temperatura A_1 seguido de resfriamento lento no forno.

Intencionalmente, a esferoidização dos carbonetos é normalmente desejada em aços de médio e alto carbono com o objetivo de melhorar a usinabilidade, melhorar a ductilidade, a conformabilidade e desenvolver uma estrutura apta a receber tratamentos térmicos de endurecimento que posteriormente serão realizados (PERUCHI, 2009). Mas, para equipamentos que trabalham em temperaturas altas (abaixo de A_1) e por longos períodos de tempo, a esferoidização e a grafitização são indesejadas, já que reduzem a vida em serviço dos componentes/equipamentos.

Manssor (2009) estudou a influência da temperatura (710°C) com diferentes tempos de exposição nos aços ASTM A106, utilizando a técnica de corrente parasita para avaliar as mudanças na microestrutura. O autor verificou que para um tempo de 20 horas de exposição, ocorreu uma redução significativa da perlita lamelar, acompanhada de um aumento da esferoidização foi observado como uma função do tempo. Esse fenômeno foi acentuado para cada aumento no tempo de exposição.

Dependendo do ciclo de esferoidização utilizado, haverá variações no tamanho e distribuição dos carbonetos, As quais podem alterar significativamente a ductilidade dos aços (Rocha, 2001).

A esferoidização da cementita pode ser dividida em três etapas, em função das suas características morfológicas, conforme mostrado a seguir (PERUCHI, 2009):

Primeira etapa: Na primeira etapa ocorre a fragmentação das lamelas, as quais são transformadas em placas descontínuas e grosseiras, aumentando o número de partículas isoladas de cementita. Nessa etapa, a razão entre o comprimento e a largura (fator de forma) das partículas é em torno de 8;

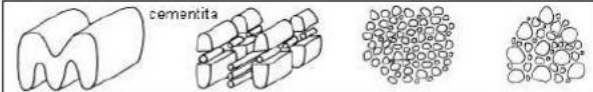
Segunda etapa: As lamelas de cementita quebram-se em intervalos próximos de regulares, e seu fator de forma progressivamente tende a 1;

Terceira etapa: Essa etapa é denominada de coalescimento, no qual ocorre o crescimento do tamanho de partículas em função do tempo e da temperatura, com consequente diminuição do número de partículas esferoidizadas e aumento da distância entre elas.

Uma quarta etapa poderia ser acrescentada, na qual ocorre a formação de nódulos de grafita na microestrutura. Esse processo é chamado de grafitização e ocorre quando o aço é mantido por longos períodos de tempo em temperaturas subcríticas.

A figura 4 representa a evolução microestrutural na esferoidização dos aços conforme descrito nas etapas acima.

Figura 4 - Evolução microestrutural na esferoidização dos aços

			
ESTRUTURAS	Unidades perlíticas contínuas ou dispersas na matriz	Cementita com geometria de complexidade variável, como resultado da quebra das lamelas de cementita da perlita em unidades menores	Cementita globular numa matriz ferrítica
FORÇA MOTRIZ	Equilíbrio de tensões de superfície entre ferrita/cementita e energia de interface ferrita-cementita		Energia de interface ferrita-cementita
PROCESSO	Global: processo de redistribuição, esferoidização, coalescimento		
	Primeira e segunda etapa: esferoidização propriamente dita		Terceira etapa: coalescimento

Fonte: adaptado de Peruchi 2009 apud Cunha 1994.

A sequência dos eventos descritos independe da temperatura, porém, o tempo requerido para alcançar um dado grau de esferoidização tem uma relação logarítmica com a temperatura (ROCHA, 2001).

Chattopadhyay (1977) estudou a esferoidização em aços com 0,74% de carbono durante tratamento a 700°C em tempos de exposição de 0, 150, 200, 300, 500 e 620h para duas microestruturas iniciais (perlita fina e perlita grossa) e verificou que as percentagens de volume de cementita foram esferoidizadas em função do tempo de tratamento térmico e que independente do parâmetro utilizado, a esferoidização completa é um processo lento nas três estruturas, porém, a taxa de esferoidização é maior nas estruturas mais finas.

O autor verificou que a sequência de eventos que levaram à esferoidização do material, foram:

- separação das lamelas de perlita em intervalos mais ou menos regulares e crescimento das placas até serem produzidas placas menores de proporção de aspecto de cerca de 8:1;
- redução progressiva do tamanho dessas lamelas fragmentadas para produzir esferas
- engrossamento das partículas de cementita esferoidizadas.

O autor cita que o processo de engrossamento controlado por difusão desempenha um papel importante durante a esferoidização, tanto no arredondamento de pequenas placas quanto causando crescimento das partículas esferoidais maiores à custa de partículas menores.

Além da esferoidização da cementita, a temperatura que o aço for submetido também influenciará no tamanho de grão obtido no produto

final, sendo que, quanto maior o tamanho de grão, menor a área de contorno disponível. Para uma mesma temperatura, o tamanho médio do grão aumenta em função do tempo, sendo que esse crescimento ocorre pela migração dos contornos de grão e que, na medida em que os grãos aumentam, a área total de contorno diminui, produzindo uma redução na energia total que, posteriormente, será a força motriz para o crescimento de grão (CALLISTER, 1999).

O tamanho de grão, ou diâmetro médio do grão, influencia nas propriedades mecânicas de um material policristalino, sendo que, uma vez que o contorno de grão atua como barreira ao movimento de discordâncias, os grãos pequenos tendem a aumentar a dureza do material, pois possuem uma maior área total de contornos de grãos para dificultar o movimento das discordâncias (CALLISTER, 1999).

Os contornos de grão, por sua vez, desempenham um importante papel na determinação das propriedades dos metais, de maneira que, em baixas temperaturas, os contornos de grão são muito fortes e não enfraquecem os metais. Contudo, em altas temperaturas e baixas velocidades de deformação, os contornos de grão perdem sua resistência mais rapidamente do que os cristais, resultando em uma fratura que se propaga ao longo dos contornos de grão (HILL, 1982).

3.1.3 Efeitos da temperatura nas propriedades mecânicas do material

Alguns dos efeitos da temperatura que podem ser considerados nos projetos de tubulações são em relação à fluência, módulo da elasticidade, limite de resistência e oxidação.

Fluência que é o fenômeno de deformação permanente, lenta e progressiva, que pode ser observado ao longo do tempo, quando o material é submetido à tração sob alta temperatura (ZANOTTI, 2005). O comportamento de um material sob fluência é geralmente determinado através de ensaios sob tensão ou carga constante, nos quais, durante a deformação, a amostra é medida em função do tempo (COUTINHO, 1992). A fluência normalmente acontece em componentes que operam em temperaturas na ordem de $0,35$ a $0,70T_f$ e superiores, sendo T_f a temperatura absoluta de fusão do material. Nessas temperaturas, novos mecanismos de deformação podem se tornar ativos (ROSA, 2002).

Quanto ao módulo da elasticidade, este diminui com o aumento da temperatura. Essa redução é pouco acentuada no intervalo de 0 a 250 °C e mais acentuada para temperaturas superiores a 250 °C (ZANOTTI, 2005).

Uma microestrutura esferoidizada tem uma tensão de escoamento reduzida, uma vez que a tensão de escoamento é determinada pela proporção e distribuição da ferrita e carbonetos. Logo, a forma como os carbonetos estão distribuídos (lamelas ou esferoidizados) afetam diretamente a maleabilidade dos aços (KAMYABI-GOL, 2010).

Por fim, a oxidação-erosão é um tipo de corrosão comum em tubulações industriais e aparece devido à velocidade do fluido em relação à peça corroída, (ZANOTTI, 2005).

3.1.4 Mecanismos do processo de esferoidização

Durante o recozimento de esferoidização, a cementita é transformada em uma morfologia esférica (JOO et. al, 2015).

O processo de esferoidização convencional do aço é constituído por tratamentos de recozimento subcrítico com elevados tempos de manutenção (LV et. al, 2013). Diferentes parâmetros, tais como o tempo, a temperatura e a microestrutura inicial afetam a quantidade de cementita esferoidizada (KAMUABI - GOL, 2010). Da mesma forma, pode-se afirmar que a taxa de esferoidização é influenciada pela microestrutura inicial do material ((JOO et al., 2015)

O aumento da temperatura acima da temperatura crítica facilita a dissolução da cementita em lamelas, sendo que, durante o tratamento de esferoidização, alguns glóbulos de cementita crescem às custas de outras partículas de cementita, que por sua vez, deixarão de existir. Em qualquer fase do processo a taxa de decomposição é controlada pela difusão (KAMUABI - GOL, 2010).

A taxa de esferoidização está diretamente relacionada com a difusão do carbono na ferrita e a mesma decresce com o tamanho médio de partícula. O mesmo fato ocorre com os elementos de liga, que diminuem a taxa de esferoidização (FAGUNDES, 2006).

Do ponto de vista da difusão de átomos de carbono e ferro na matriz, um efeito de capilaridade é gerado devido à mudança de concentração de carbono na ferrita. Tal comportamento pode ser expresso pela equação de Gibbs-Thomson, a qual considera a alteração da solubilidade local pela presença de uma interface curva. Esse efeito pode ser representado em função do tempo e do tamanho de partícula como indicado pela equação abaixo (PERUCHI, 2009):

$$r^n - r_0^n = k * (t - t_0) \quad \text{Equação 1}$$

Onde:

r_0 = Tamanho inicial da partícula no tempo t_0

r = Tamanho final, após um tempo t

k = Constante relacionada com o produto $D.y.X_e$

D = Coeficiente de difusão

y = Energia interfacial

X_e = Solubilidade do carbono no equilíbrio

n = Constante do mecanismo controlador de coalescimento dos carbonetos

D e X_e aumentam exponencialmente com a temperatura e, por dissolução em alta temperatura tanto, a taxa de coalescimento também aumentará com a elevação da temperatura.

O contorno de grão é a região onde a difusão atômica acontece com mais frequência, sendo mais rápido que a difusão na estrutura, e esse fenômeno pode ser observado mesmo em aços baixo carbono (SAHA, 2011).

Kamyabi (2010) estudou a porcentagem de contribuição de três parâmetros (tempo, temperatura e microestrutura) na esferoidização de um aço médio carbono CK60, onde as microestruturas iniciais consistiam em martensita, perlita grosseira, perlita fina e bainita. A temperatura utilizada pelo autor foi de 700°C em tempos de exposição de 8, 12 e 16 horas. Nessas condições, o autor verificou que o tempo de esferoidização é o fator de maior influência na porcentagem de esferoidização, sendo que em seu trabalho, o tempo contribuiu com 58,5%, e a microestrutura inicial teve uma contribuição de apenas 31,1% no grau de esferoidização do aço.

Dentre as microestruturas iniciais, Kamyabi (2010) concluiu que a microestrutura martensítica sofreu uma maior taxa de esferoidização quando comparada com as demais, e justificou ao fato de que por apresentar uma microestrutura instável, a martensita apresenta uma alta tendência à dissolução em alta temperatura, formando uma microestrutura mais estável como esferas de ferrita e cementita.

Chattopadhyay (1977), também estudou a influência da estrutura inicial na taxa de esferoidização em aços com 0,74% de carbono, durante tratamento a 700°C e comparou duas microestruturas iniciais (perlita fina e perlita grossa), sendo que a esferoidação ocorreu mais rapidamente na perlita fina em comparação com a grossa.

Nam e Lee (1987), também estudaram o efeito da microestrutura inicial na esferoidização e concluíram que em aços alto carbono, as microestruturas iniciais também influenciam de forma significativa. Os autores estudaram a esferoidização em fios com alto percentual de carbono e verificaram que a maior taxa de esferoidização das cementitas era alcançada nos materiais que haviam sido estirados previamente à temperatura abaixo de A_1 .

O coeficiente de difusão, e consequentemente a taxa de esferoidização, aumenta com a temperatura e também é dependente do empacotamento atômico. Sendo assim, a difusão do carbono na ferrita é maior que na austenita, devido a maior facilidade de movimentação desses átomos na estrutura CCC (PERUCH 2009 apud CREE 1995). Embora em temperaturas maiores o coeficiente de difusão seja menor (devido à presença da estrutura FCC), o processo de coalescimento é mais rápido, resultado de maior solubilidade de carbono na austenita e também, pela presença de maior quantidade de sítios para nucleação de novos carbonetos (PERUCH, 2009).

Para (Dick 2010 apud Porter, 2004), sendo a solubilidade do carbono maior na austenita, quanto maior for a fração transformada em austenita acima de A_1 , maior será a taxa de esferoidização e coalescimento, porém, esse patamar de temperatura deve ser controlado, pois se essa condição de temperatura permanecer (acima de A_1), todo o carboneto poderá ser solubilizado. Sendo ainda que, os mesmos parâmetros que determinam a velocidade de esferoidização, também regem a velocidade de descarbonetação. Ou seja, quanto maior a geração de austenita e menor a presença de elementos formadores de carbonetos, maior será a descarbonetação.

Fegredo (1992) relacionou as microestruturas obtidas em processo de esferoidização com a taxa de desgaste a seco em duas amostras de aço (médio carbono e aço-cromo) tratadas a 625°C em diferentes tempos de exposição (3h, 13h, 48h) com o objetivo de verificar a influencia da dureza e da microestrutura do material esferoidizado na taxa de desgaste, o autor concluiu que uma microestrutura esferoidizada aumenta significativamente a taxa de desgaste do aço. Fegredo ainda ressalta que a taxa de desgaste, independente da espessura inicial das lamelas de perlita, pode ser melhor relacionada com o aumento do livre caminho médio da ferrita, conforme nível de esferoidização da microestrutura, do que com a própria dureza do material.

3.3 DESGASTE

A superfície de um componente/equipamento é uma região que merece atenção, uma vez que é nesse local que a maioria dos processos de falhas iniciam. O campo da ciência que estuda as superfícies de contato de movimento relativo, ou seja, que lida com fenômenos que envolvem atrito e desgaste, chama-se tribologia (SANTOS, 2009).

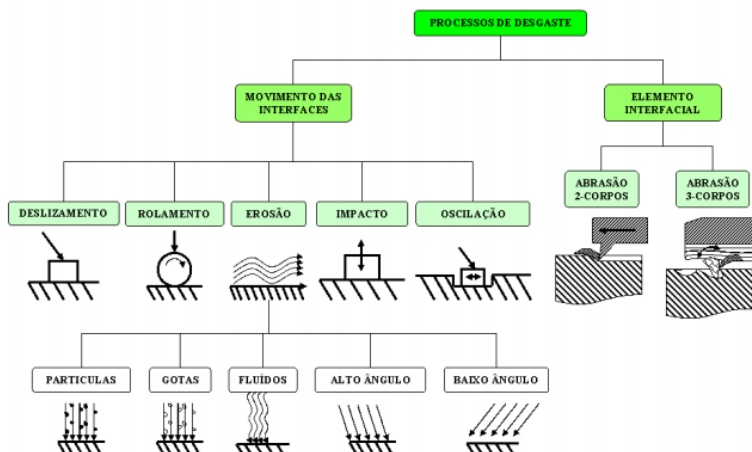
O desgaste de componentes e equipamentos representa um dos maiores fatores de depreciação e de fonte de despesa com manutenção. Em torno de 10% de toda energia gerada por meios técnicos é dissipada por fricção e outros meios de desgaste (BAPTISTA E NASCIMENTO, 1989). Dessa forma, a redução e o controle do desgaste em ambientes industriais são de extrema importância, uma vez que pode ser atribuído a esses fatores o aumento da vida útil e o desempenho de máquinas e equipamentos (SANTOS, 2009).

De modo bastante amplo, o fenômeno de desgaste pode ser definido como a deterioração não intencional de um material resultante do uso ou da interação com o meio ambiente (COUTINHO, 1992). Essa deterioração superficial raramente se torna catastrófica, mas, reduz consideravelmente a eficiência operacional de um equipamento (CORREA, 2005). Além disso, mesmo que não seja comum na prática de grandes tubulações, os tubos podem falhar por não conseguirem manter sua integridade estrutural, uma vez que o desgaste reduz a vida útil dos mesmos (SAGAYARAJ, 2009).

Enumeram-se quatro mecanismos pelos quais as máquinas e equipamentos perdem sua utilidade e/ou eficiência, sendo eles, obsolescência, quebra, corrosão e desgaste (LEITE, 2009). Este último é entendido como sendo a remoção do material, seja por aderência e remoção de partículas (desgaste adesivo), pelo arrancamento do metal por partículas mais duras (desgaste abrasivo) onde a principal variável é a dureza do material; ou ainda, pelo impacto de partículas sólidas, líquidas, gasosas, ou pela combinação delas (desgaste erosivo) (ROSA, 2002).

O conhecimento dos mecanismos de desgaste impacta diretamente na tecnologia dos novos materiais, pois suas consequências determinam alterações geométricas em ferramentas e componentes. Se não forem bem entendidos, podem resultar na redução dos padrões de qualidade dos produtos finais (MARTINS, 2010). A Figura 5 mostra um resumo desses mecanismos.

Figura 5 - Diagrama dos processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento das interfaces.



Fonte: Radi 2007, apud Katoo, 2001

No geral, o desgaste não ocorre por apenas um mecanismo, e por isso, o entendimento de cada forma de desgaste é importante para que o processo possa ser entendido, ao passo que o mecanismo de desgaste dominante pode mudar por razões que incluem a mudança nas propriedades dos materiais, formação de película e ainda na medida em que o desgaste acontece (GAHR, 1987). Há situações onde um tipo de desgaste muda para outro ou onde dois ou mais mecanismos operam juntos (CORREA, 2005).

Assim sendo, dado que o desgaste representa uma perda da eficiência de um equipamento/componente, procura-se reduzi-lo ao mínimo (SILVA, 2000). Além disso, quase todas as máquinas/componentes perdem a sua durabilidade e confiabilidade devido ao desgaste, e as possibilidades de novas máquinas avançadas são reduzidas devido à falta de entendimento das características que regem esse problema. Portanto, o controle do desgaste tornou-se uma forte necessidade para a tecnologia avançada e fiável do futuro (GAHR, 1987).

A fim de reduzir a intensidade de processos de desgaste, e também para minimizar o seu impacto, a prioridade imediata parece ser uma busca de uma correlação entre a composição química e estrutura destes materiais e das suas propriedades (PAWLAK, 2016).

Naka (2016) comparou o desgaste abrasivo entre dois aços baixo carbono, sendo eles com 0,20% e 0,08% de carbono. O autor verificou que houve um leve aumento na dureza do aço com 0,20%C após o ensaio de desgaste. Por último, foi possível observar que o aço com menor percentual de carbono teve maior o desgaste quando comparado com o aço com maior percentual.

Quanto à microestrutura do material, há efeitos significativos entre partículas de segunda fase (precipitados, carbonetos) e constituintes microestruturais macios sobre a resistência do desgaste, porém, partículas de segunda fase macias, coerentes na matriz, são cortadas pelas discordâncias, não sendo pontos de ancoragem eficazes e, conseqüentemente, há apenas um pequeno aumento na resistência ao desgaste, sobretudo ao desgaste abrasivo, como consequência dessas partículas (CORREA, 2005).

Chaves (2016) estudou a influência da distância interlamelar da perlita no desgaste por deslizamento no aço SAE 1080, com dureza entre 220 e 400HV, e concluiu que para essas condições (deslizamento puro e sem lubrificação), a taxa de desgaste do pino foi inversamente proporcional à dureza da perlita, ou seja, quanto maiores os espaçamentos interlamelares da perlita, maior a taxa de desgaste obtida.

As novas tendências em engenharia estão associadas a requerimentos mais restritos para componentes de máquinas, nos quais, objetiva-se aumentar a eficiência, aumentando também a capacidade de suporte de carga e a confiabilidade dos componentes (SANTOS, 2009). Para que essa melhoria ocorra de forma eficaz, é preciso entender os processos de desgaste e os fatores que os regem.

Em termoeletrônicas são frequentemente verificadas falhas por desgastes nos tubos metálicos dos bancos de trocadores de calor (ZANINI, 2007), problemas como esses, são responsáveis por uma redução de 10% a 20% da eficiência global do equipamento (KEJELIN, 2013), sendo que, o desgaste excessivo pode ocorrer em uma tubulação por degradação do material, ou por outros fatores, tais como esforços excessivos durante a limpeza, limpeza inadequada da superfície esmerilhada, entre outros (SAMPAIO, 2013).

A seguir serão apresentados os principais processos de desgaste analisados nesse trabalho.

3.3.1 Desgaste abrasivo

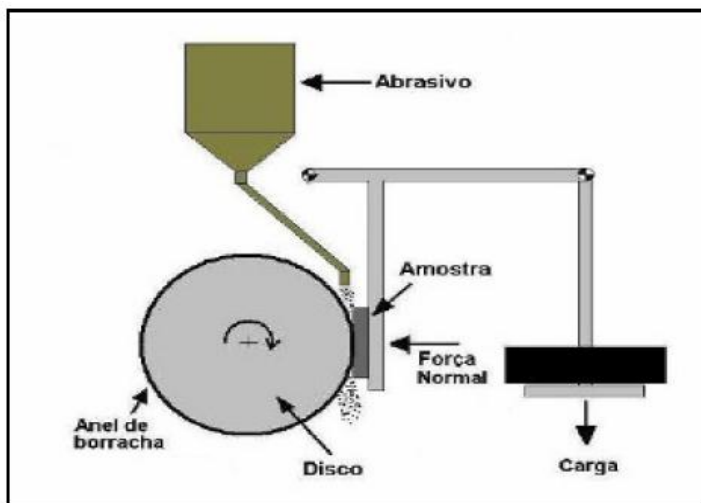
O desgaste abrasivo é comumente encontrado em equipamentos industriais, sendo ele, algumas vezes, o principal responsável pelo desgaste superficial das máquinas e/ou seus componentes. Esse dano, mesmo que não seja catastrófico, pode reduzir drasticamente a eficiência de uma manufatura, provocado por um aumento na perda de energia, consumo de óleo e das taxas de manutenção (CORREA, 2005).

O desgaste abrasivo é a mais frequente forma de ocorrência em inúmeros segmentos industriais, contribuindo com cerca de 50% dos problemas industriais envolvendo desgaste (LEITE, 2009) podendo-se citar sua ocorrência em serpentinas (mais especificamente nos suporte dos tubos) de fornos de processos, onde o ensaio por desgaste abrasivo faz parte do planejamento para inspeção desses equipamentos (MELLO, 2012).

O desgaste abrasivo pode ser definido como sendo o desgaste devido a partículas ou protuberâncias duras forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida (ZUM GAHR, 1987).

Para se avaliar o desgaste abrasivo, que pode ser seco ou úmido, utiliza-se um equipamento que consiste em um disco de aço envolvido por uma borracha, que gira em contato com a superfície do corpo de prova, com abrasivo (sendo geralmente a sílica) na interface (CASTRO, 2010). O princípio de funcionamento deste abrasômetro (com roda de borracha) é apresentado na Figura 6.

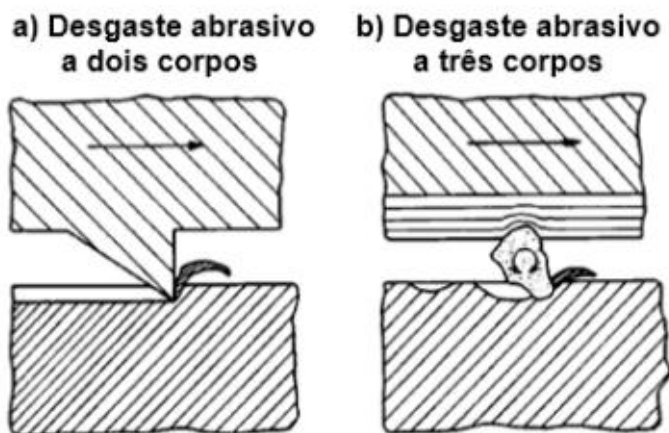
Figura 6 - Abrasômetro com roda de borracha.



Fonte: Castro, 2010.

A abrasão ocorre de dois modos distintos, denominados desgaste por abrasão de dois e três corpos. A abrasão a dois corpos refere-se a um material duro e rugoso deslizando sobre um material mais mole, enquanto a abrasão a três corpos se refere à introdução de partículas duras entre duas superfícies deslizantes, sendo pelo menos um dos dois corpos mais mole do que as partículas (NORTON, 2011), conforme mostra a Figura 7

Figura 7 - Formas de desgaste abrasivo.



Fonte: Gomez 2014, apud Zum Gahr, 1987

No geral, no desgaste de dois corpos as partículas são rígidas e no desgaste a três corpos as mesmas são livres para movimentar-se. A natureza destes dois tipos de desgaste é muito similar e, o desgaste abrasivo entre dois corpos pode se tornar em uma combinação de dois e três corpos na medida na medida que o fragmento do desgaste é aprisionado entre a superfície e o desgaste (CORREA, 2005).

Para muitos materiais é válido afirmar que a resistência à abrasão é tanto maior quanto maior a sua dureza (GROOVER, 2014). Para que se tenha melhor efetividade na resistência ao desgaste, CORREA (2005 apud RICHARDSON, 1968) sugere que a dureza da superfície que está submetida ao desgaste deva ser maior que metade da dureza do abrasivo.

Entretanto, a tenacidade do material também estudaram a influência na maior ou menor facilidade com que o metal deformado é arrancado da superfície, de maneira que, quanto maior a tenacidade,

maior a resistência ao arrancamento de partículas (CHIAVERINI, 1986).

O desgaste abrasivo também pode ser influenciado pela distribuição das partículas do material abrasivo. GOMEZ (2015), estudou a influência no desgaste abrasivo de um aço ASTM 1020 com a distribuição de tamanho de partícula em duas granulometrias diferentes de carboneto de silício, sendo que uma das amostras do erodente consistia em uma distribuição aproximadamente normal (gaussiana) com tamanho médio de partícula na ordem de 2 μm e a outra em 6 μm , ambas também foram misturadas em diferentes proporções para análise da influência da distribuição do tamanho de partícula. O autor concluiu que o valor mínimo da taxa de desgaste foi alcançado quando se tinha 50% de cada amostra e ressaltou a importância de que em ensaios de desgaste abrasivo, deve-se levar em conta não só o tamanho médio das partículas abrasivas, mas também a distribuição do tamanho.

O desgaste por abrasão pode ser quantificado através do modelo de Archard (equação 2), no qual se assume que a partícula abrasiva tem uma geometria cônica com um semi-ângulo de abertura igual a Ψ (MARTINS, 2010):

$$V = \frac{2P \cdot \Delta L \cdot \tan(\Psi)}{3 \cdot H} \quad \text{Equação 2}$$

Porém, em virtude desta equação apresentar algumas dificuldades de utilização prática, é habitual recorrer a seguinte forma simplificada, Equação 3: Simplificação da equação de Archard

$$V = K_{\text{abrasão}} \frac{P \Delta l}{H} \quad \text{Equação 3}$$

Onde:

V é o volume desgastado

P é a carga normal aplicada;

Δl é a distância de escorregamento entre as superfícies em contato;

H é a dureza em Brinell (em kgf/mm^2) da superfície mais macia;

$K_{\text{abrasão}}$ é o coeficiente de desgaste por abrasão (Tabela 3).

Tabela 3 - Valores típicos para o coeficiente de desgaste por abrasão $K_{\text{abrasão}}$

Mecanismo de desgaste por abrasão	$K_{\text{abrasão}}$
Abrasão entre dois corpos	1 (sem abrasão) 10^{-4} (com lubrificação)
Abrasão entre três corpos	10^{-2} (sem lubrificação) 10^{-6} (com lubrificação)

Fonte: Martins, 2010.

Outro fator que influencia no desgaste abrasivo é o espaçamento entre carbonetos, de forma que, a resistência ao desgaste aumenta à medida que o livre caminho médio entre os carbonetos também aumenta (CORREA, 2005). Sendo que, a fração volumétrica desses carbonetos também é importante para aumentar a resistência ao desgaste do material, de forma que, até um valor ótimo de fração volumétrica, sua resistência tende a ser aumentada.

Mielczarski (2015) resume as condições para que se encontre a maior ou menor taxa de desgaste abrasivo afirmando que esse fator depende das sua característica, como dureza e rugosidade assim como, da presença de abrasivos e da característica desses abrasivos entre as superfícies, da velocidade de contato, da pressão e das condições ambientais.

O mecanismo básico do desgaste abrasivo descrevem dois processos agindo no momento em que o abrasivo entra em contato com a superfície. O primeiro processo refere-se ao deslocamento de um canal entalhado para as laterais, que ocorre por meio de sulcamentos. O segundo processo refere-se à remoção do material da superfície na forma de pequenos fragmentos (CORREA, 2005).

3.3.2 Desgaste Erosivo

Em diversas situações industriais o desgaste erosivo está presente. Em indústrias de beneficiamento de minério (válvulas, conexões), indústrias petroquímicas (tubulações), indústrias siderúrgicas (queimadores em alto forno) há desgaste erosivo devido à passagem de

partículas em pó e óleo para combustão. Os gases aquecidos retirados dos convertedores ainda aceleram o desgaste erosivo nestes equipamentos (EWALD, 2011).

O desgaste erosivo é definido como a perda progressiva de material de uma superfície sólida devido à interação mecânica com um fluido, um fluido multi-componente ou impacto de líquido ou de partículas sólidas. A resistência dos materiais a este tipo de desgaste varia com o ângulo de colisão ou de incidência, morfologia, tamanho e velocidade das partículas cortantes sobre a superfície de desgaste (COUTINHO, 1992).

O desgaste erosivo não é um fenômeno completamente entendido, e parte da sua complexidade tem a ver com o fato de os tempos de interação partícula-fluido-superfície serem muito pequenos (OCHOA, 2007).

Existem basicamente seis formas nas quais a erosão pode acontecer, sendo elas: erosão por partículas sólidas em meio gasoso, erosão por partículas sólidas em meio líquido, erosão devido à ação de líquidos, erosão-corrosão, erosão por cavitação e a erosão térmica. Ainda é possível que mais de uma forma de erosão aconteça simultaneamente (SILVA, 2008).

O desgaste erosivo é função das propriedades das partículas erosivas, material alvo, velocidade do erodente, taxa de alimentação, ângulo de impacto e meio ambiente (ISLAM et al., 2014).

O desgaste erosivo é influenciado por diversos parâmetros e as variáveis envolvidas na erosão influenciam no tipo de mecanismo de remoção de material e consequentemente na taxa de desgaste. As características das partículas que irão incidir sobre a amostra podem causar importantes variações na maneira como irá acontecer o desgaste (EWALD, 2011). Os fatores que influenciam esse desgaste serão discutidos a seguir:

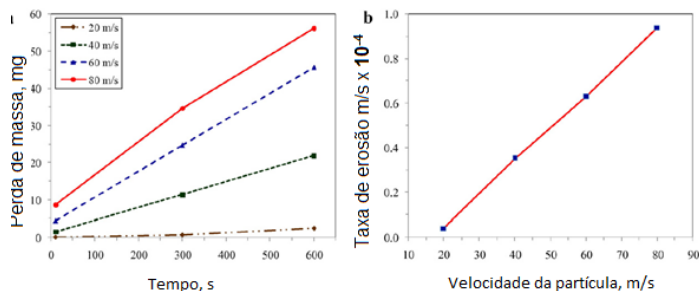
a) Propriedades das partículas: A taxa de desgaste é fortemente influenciada pela dureza das partículas impactantes. O comportamento está relacionado com a razão entre a dureza da partícula erosiva e a dureza do material desgastado.

b) Velocidade de impacto: A velocidade das partículas no momento do impacto com a superfície desgastada tem grande influência na taxa de erosão EWALD (2011 apud KULU 2018).

Okonkwo (2015) estudou a influência da velocidade de impacto no desgaste erosivo do material API X42; quanto maior a velocidade das

partículas, maior a taxa de desgaste (Figura 8). Quando uma menor velocidade da partícula é aplicada, ocorre deformação plástica, seguida de um afundamento da partícula erodente sobre o material de aço de destino. Em alta velocidade, o efeito de erosão é combinado entre impacto e cisalhamento.

Figura 8 - Influência da velocidade de desgaste no aço API X42.

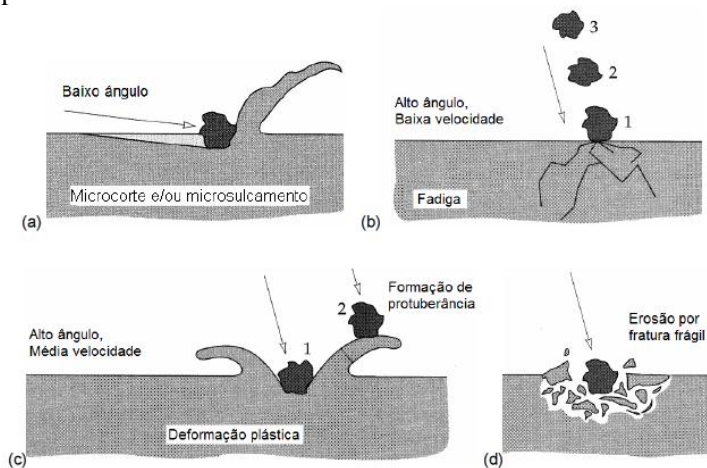


Fonte: Okonkwo, 2015.

c) **Ângulo de impacto:** O ângulo de impacto é definido como o ângulo entre o movimento da partícula e o plano da superfície desgastada. O efeito do ângulo é determinado pela natureza dos materiais. Para materiais dúcteis, a taxa de erosão acentuada aumenta com o ângulo de impacto, com um máximo entre 15° e 40° (ISLAM et al., 2014). Ângulos de incidência normal têm sua taxa de desgaste reduzida em até um terço (SILVA, 2008), conforme mostra a Figura 8.

A Figura 9 representa os principais mecanismos de erosão por partículas sólidas: a) microcorte ou microsulcamento – baixo ângulo de incidência; b) fadiga – altos ângulos e baixa velocidade, c) deformação plástica – alto ângulo e média velocidade e d) fratura frágil (Silva, 2008).

Figura 9 - Representação esquemática dos mecanismos de erosão por partículas sólidas.

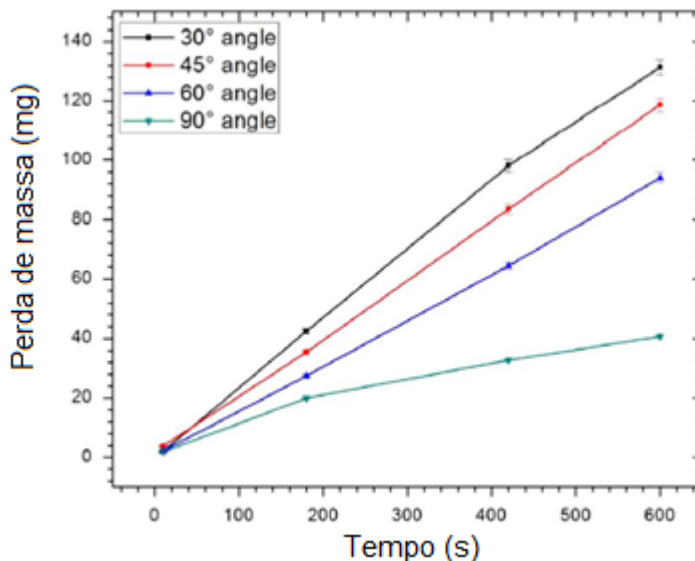


Fonte: Silva 2008, apud Stachowiak, 2001

Islan (2014) estudou o efeito da microestrutura do aço AISI1018, onde, uma das suas variáveis foi o ângulo de incidência do erodente, onde, por meio da figura 9 é possível perceber que entre os ângulos de 30 a 90°, quanto menor o ângulo, maior a taxa de desgaste. A justificativa é que ângulos oblíquos causam eventos de erosão individuais (que não estão associados a outros mecanismos), causando maior destruição da superfície alvo. Mecanismos de desgaste também são diferentes conforme o ângulo adotado. Para ângulos de 90° tem-se danos por deformação plástica e para ângulo de 30° ocorrem dois mecanismos: a deformação por microsulcamento e deformação plástica.

O efeito da variação do ângulo de incidência do erodente em uma amostra de aço de baixo carbono também foi estudado por Sagayaraj (2009) que variou os ângulos entre 15° e 30° e concluiu que o ângulo de 30° é o que provoca a maior taxa de erosão, além disso, o autor ressaltou que a taxa de erosão aumenta com o aumento dos tamanhos de partículas erodentes.

Figura 10 - Influência do ângulo de impacto no desgaste do aço AISI 1018



Fonte: Islan, 2014.

A taxa de erosão (E) é definida geralmente em função da perda de massa do material erodido por unidade de área e por unidade de tempo. Pode-se também dizer que a erosão adimensional (E_M) é obtida pela relação entre a perda de massa do material removido e a massa de partículas erosivas que atingem a superfície, para o mesmo período de tempo. A equação 3 relaciona essas duas formas de apresentar a taxa de erosão (SILVA apud STACHOWIAK, 2001):

Equação 4 - Taxa de erosão

$$E = c \cdot V \cdot E_M \quad \text{Equação 4}$$

Sendo:

E = Taxa de erosão ($\text{g}/\text{mm}^2 \cdot \text{min}$);

c = Concentração de partículas erosivas (g/mm^3);

V = Velocidade de impacto (m/s);

E_M = Taxa de erosão (g/g)

A taxa de erosão também pode ser medida em função da densidade do material erodido, da velocidade de impacto e da dureza do material, conforme equação 4.

Equação 5 - Taxa de erosão em função das características do material

$$E = \frac{K \cdot \rho \cdot V^2}{2 \cdot H} \quad \text{Equação 5}$$

Onde:

E = Taxa de erosão (g/mm².min);

K = Constante;

V = Velocidade de impacto (m/s);

H = dureza do material erodido (Pa)

ρ = densidade do material erodido (kg/m³)

O modelo da equação 4 não leva em conta parâmetros como ângulo de incidência, tamanho e forma das partículas, porém, fornece estimativas aproximadas de desgaste em projetos, bem como auxilia no entendimento de problemas práticos envolvendo erosão (SILVA, 2008).

Além da influência das partículas, o desgaste erosivo também pode ser influenciado pelas características do material desgastado, sendo que a resistência mecânica, ductilidade, tenacidade e o coeficiente de encruamento são as propriedades que mais influenciam no desgaste erosivo do material. Pode-se dizer que as partículas de erodente podem causar deformações plásticas severas quando impactam em um material dúctil, podendo exceder a deformação do material e causar a falha do mesmo (SAGAYARAJ, 2009 apud FINNIE, 1960).

Quando comparados materiais equivalentes, para um dado nível de resistência mecânica, é esperado que quanto maior a ductilidade de um material, maior deverá ser a resistência à erosão. Da mesma forma, espera-se que a resistência à erosão esteja diretamente ligada ao módulo da tenacidade. Quanto ao coeficiente de encruamento, quando deseja-se uma boa resistência à erosão, um alto valor de n (coeficiente de encruamento) é desejado, pois permite maior capacidade de absorção energética do material pela deformação plástica (EDWALD, 2011).

Apesar de afirmar que as características do material possam influenciar no desgaste erosivo de um material, Edwald (2011), cita que nem sempre melhorias nas propriedades mecânicas coincidem com uma resistência superior ao desgaste erosivo, da mesma forma que, nem

sempre o efeito das propriedades mecânicas do material erodido no comportamento à erosão é completamente esclarecido.

Além da dureza e da tenacidade do material, a microestrutura também pode ter relação com o comportamento do material quando submetido ao desgaste erosivo e por esse motivo, o processo de erosão vem sendo investigado extensivamente no que diz respeito ao mecanismo e a relação entre a taxa de erosão e as variáveis que dominam esse processo (GAO, 2017).

Por fim, entre os aspectos que podem influenciar na taxa de desgaste de um material, Peruch (2009) afirma que é importante que seja considerado o histórico térmico do mesmo, uma vez que processamentos térmicos diferentes produzem diferentes microestruturas, podendo haver variações no tamanho e distribuição dos carbonetos e no tamanho de grão ou sub grão da ferrita, que por sua vez, pode alterar significativamente a ductilidade, a conformabilidade e o desgaste erosivo e abrasivo do material.

Os mecanismos de erosão conhecidos atualmente são compostos basicamente pelo corte, sulcamento, deformação plástica e fratura frágil, sendo que os mecanismos de sulcamento e corte são os semelhantes encontrados na abrasão (SILVA apud HUTCHINGS, 1992)

O grande número de variáveis que influenciam na taxa de desgaste erosivo faz com que esse processo seja complexo e de difícil quantificação. Por esse motivo, nos últimos anos, tem-se concentrado grande esforço na formulação de modelos e identificação de mecanismos de remoção de material, bem como dos efeitos das principais variáveis (SILVA, 2008).

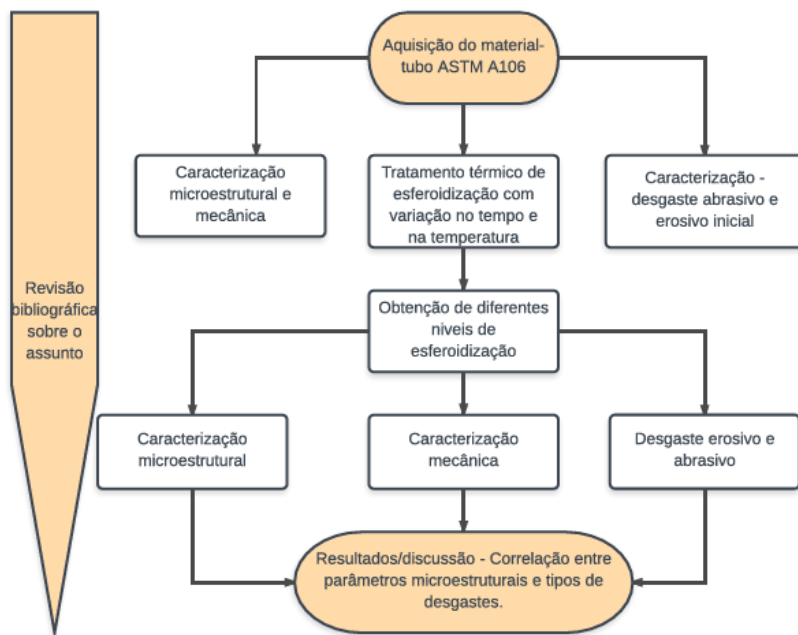
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental deste trabalho, com exceção do ensaio de desgaste erosivo, foi feito no Laboratório de Fenômenos de Superfície, LAFEN, localizado no Parque Científico e Tecnológico, i.PARQUE, da Universidade do Extremo Sul Catarinense, UNESC.

Para atender o objetivo central do trabalho de estudar o efeito da esferoidização de carbonetos sobre o desgaste do aço de baixa liga, as amostras foram submetidas a tratamentos térmicos com diferentes tempos e temperaturas, a fim de que sejam obtidas diferentes microestruturas, para então, serem correlacionadas com seus comportamentos durante os ensaios de desgaste.

A Figura 11 apresenta o fluxograma do processo que foi realizado a partir do recebimento da matéria prima.

Figura 11 - Fluxograma das etapas do processo



Fonte: Elaborado pela autora.

A seguir, serão apresentados os materiais e métodos que foram utilizados para o estudo das correlações das variáveis microestruturais e do desgaste erosivo e abrasivo no aço em estudo.

4.1 MATERIAIS

O material estudado foi um tubo de aço ASTM A 106 grau B sem costura, diâmetro igual a 2,0 polegadas, espessura de 3,91 mm, laminado a quente. A composição química é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química do aço ASTM A106.

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu
0,19	0,43	0,17	0,12	0,21	0,0067	0,20	0,10	0,40

Fonte: ASTM A 106

4.2 MÉTODOS

O principal objeto de estudo, o tubo ASTM A106 foi adquirido comercialmente com o certificado de qualidade exposto no apêndice, de onde foram extraídas amostras com 50mm de largura, conforme figura 12.

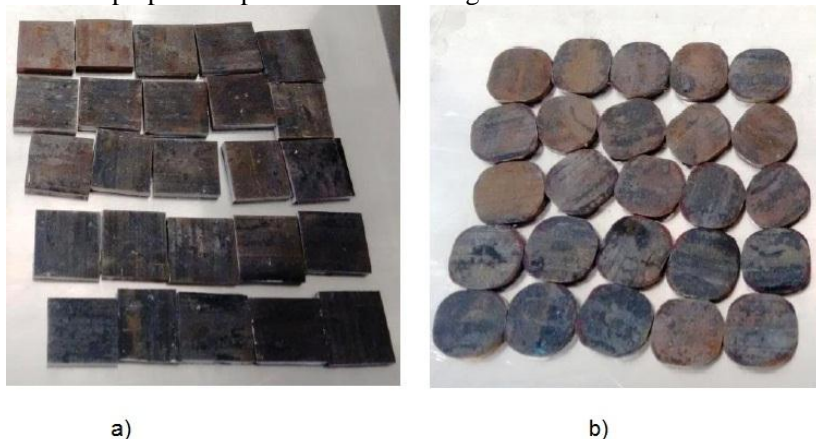
Figura 12 - Amostras extraídas do tubo de aço ASTM A106 recebido.



Fonte: Acervo da autora

Posteriormente, estas amostras foram prensadas com a finalidade de planificá-las, como mostra a figura 13. Destas, algumas amostras foram arredondadas por esmerilhamento para utilização no ensaio de desgaste erosivo.

Figura 13 - Copos de prova após serem planificados (a). Em (b) amostras preparadas para o ensaio de desgaste erosivo.



Fonte: Acervo da autora

Após preparação das amostras, procedeu-se com os tratamentos térmicos.

Conforme citado na revisão bibliográfica, sabe-se que a temperatura média de trabalho do aço ASTM A106 é de 530°C, porém, com o objetivo de simular situações microestruturais que seriam geradas em serviço após longos períodos de exposição sem que se trabalhe com longos tempos de tratamentos térmicos, além da temperatura média de trabalho, procedeu-se com tratamentos com temperatura de exposição de 630°C e 700°C em cinco tempos diferentes, posteriormente, fez-se extrapolação dessas condições de acordo com o coeficiente de difusão, calculado por meio da equação 6 e com os valores da constante pré exponencial, energia de ativação e constante dos gases mostrados no apêndice A.

$$D = D_0 \exp \left(- \frac{Q_d}{RXT} \right) \quad \text{Equação 6}$$

A temperatura de 700°C foi adotada como a temperatura máxima aplicável ao aço ASTM A106 sem que ocorra transformação de fase.

Para definição dessa temperatura limite no qual poderia ser trabalhado com o aço ASTM A106, garantindo que não haja transformação de fase, ou ainda, sem que o mesmo apresente pré-

solubilização dos carbonetos (Fe_3C + ferrita \rightarrow ferrita + austenita), fez-se uma análise por calorimetria diferencial de varredura.

A determinação da temperatura A_1 (temperatura do eutetóide – limite para o início da transformação α + cementita \rightarrow austenita) foi determinada no material conforme recebido, em um equipamento NETZSCH STA. Para esse ensaio foi utilizado um sistema sob atmosfera inerte (argônio, fluxo de 50 mL.min^{-1}) e aquecidos a $20^\circ\text{C.min}^{-1}$.

A fim de que se evitasse uma microestrutura com tensões residuais/encruamento provocadas pelo próprio processo de preparação das amostras e da fabricação do tubo, todos os corpos de prova foram normalizados a 900°C por 1 hora, e essa foi considerada a condição inicial da microestrutura.

Para maior detalhamento das análises microestruturais e facilidade na interpretação dos resultados, além da amostra apenas normalizada, foram analisadas amostras tratadas às 25h, 50h, 75h, 100h e 200 horas, expostos a temperaturas de 530°C , 630°C e 700°C . Já os ensaios de desgaste foram ensaiados com as amostras tratadas apenas em 50h, 100 e 200 horas, para as mesmas temperaturas de exposição.

Foram feitas três amostras para cada condição de tratamento térmico e procedeu-se com a medição de desgaste e dureza, aliados a um estudo microestrutural, que foram desenvolvidos para caracterização das amostras. Para cada condição, registrou-se a média entre as três amostras e esse valor foi utilizado para fins comparativos.

4.2.1 Análise microestrutural

A análise microestrutural foi dividida em duas partes:

a) Análise por microscopia óptica com o objetivo de verificar a homogeneidade da amostra tanto em termos de distribuição dos carbonetos quanto de tamanho de grão;

b) Análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV – ZEISS, modelo EVO MA10) com o objetivo de avaliar as condições morfológicas dos carbonetos e suas características dimensionais (quantidade, tamanho, grau de esferoidização e distribuição)

Após tratamento térmico, as amostras foram retificadas para a retirada de 1 mm de material da sua superfície. Isto teve por fim padronizar a superfície de análise, de forma a garantir a retirada de qualquer descarbonetização ou oxidação presente, além de mantê-las com a mesma rugosidade inicial nos testes posteriores. O processo de

retificação contou com intenso refrigeração para que não afetasse a microestrutura dos corpos de prova.

Após serem retificadas, estas foram preparadas por lixamento na sequência de lixas com grãos de 300, 400, 500, 600 e 1200 e polimento com alumina 1µm e, posteriormente, tiveram suas microestruturas reveladas por ataque com Nital 3% por aproximadamente 10s. A observação das microestruturas foi realizada em um microscópio óptico Olympus modelo BX41RF/LED, em diversas ampliações, com imagens obtidas através câmera digital acoplada e também via microscopia eletrônica de varredura (MEV). Com as imagens objetivou-se analisar os tamanhos de grãos e percentual de esferoidização, no qual foi feito com auxílio do software ImageJ (metodologia descrito nos apêndices). As normas ASTM E112-13 e ASTM E562-08 foram utilizadas para determinação do tamanho de grão e análise quantitativas das fases, respectivamente.

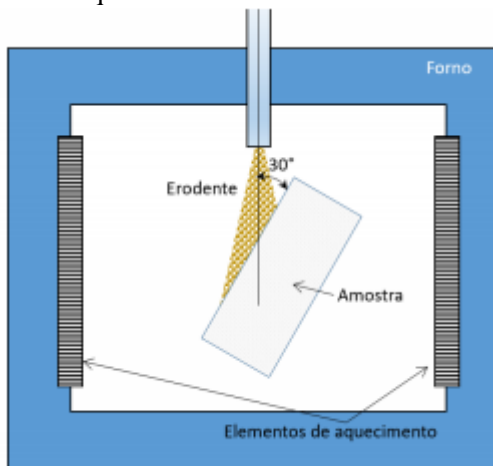
4.2.2 Ensaio de desgaste

O comportamento de desgaste foi avaliado analisando-se a microestrutura do material alvo, bem como os valores de perda de volume obtidos nos ensaios de desgaste erosivo e abrasivo. Para cada condição de tratamento térmico, foram preparadas três amostras e posteriormente trabalhou-se com a média obtida.

A) Desgaste erosivo

Os ensaios de desgaste erosivo foram realizados na Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) conforme a norma ASTM G-76, com velocidade dos ensaios de 20 m/s, por 30 minutos, com ângulo de incidência entre erodente e a peça de 30°. A figura 14 mostra o ângulo entre o porta-amostra e o tubo direcionador das partículas de erodente, conduzidos a uma temperatura de 450°C.

Figura 14 - Indicação do ângulo de incidência das partículas de erodente no ensaio de erosão à quente.



Na avaliação das amostras em relação à resistência ao desgaste erosivo foi considerada a perda de volume da amostra por volume de material erodente. A alumina eletrofundida de morfologia irregular foi utilizada como erodente nos ensaios. A imagem foi feita com lupa eletrônica da Olympus (modelo SZ61) e câmera digital (Infinity, modelo-1C-NS) acoplada.

A distribuição granulométrica das partículas do erodente utilizado é apresentada na tabela 5.

Tabela 5 - Análise granulométrica por difração a laser das aluminas

D_{10} (μm)	D_{50} (μm)	D_{90} (μm)	$D_{\text{médio}}$ (μm)
171,57	375,54	571,39	376,07

Antes de realizar os ensaios de desgaste, as peças foram limpas com álcool etílico. Após a secagem foram pesadas em balança analítica (Mettler, modelo AL 204). Ao final dos ensaios as peças foram limpas com jato de ar para retirada das partículas na superfície, e com álcool etílico e então pesadas novamente em balança analítica. Todo procedimento de limpeza das peças foi realizado com luvas.

B) Desgaste abrasivo

Os ensaios de desgaste abrasivo foram realizados em equipamento disponível no i.Parque, no Laboratório de Fenômenos de Superfície e Tratamentos Térmicos LAFEN/ IDT/ UNESC, conforme a norma ASTM G 65 (2016) – grau B. A figura 15 mostra o aparato utilizado no ensaio

Figura 15 - Equipamento para ensaio de desgaste abrasivo.



Fonte: Acervo da autora

Esse método recomenda uma carga normal de 130 N, e tempo de ensaio de 10 minutos. O abrasivo utilizado foi areia de sílica, partículas arredondadas, com granulometria AFS 50/70, previamente seco por um período de 1 hora a temperatura de 110°C. Os testes foram realizados a seco em temperatura ambiente.

Para esse ensaio, 3 corpos de prova foram preparados para cada condição de tratamento térmico, com dimensão de 25mm x 50mm, extraídas dos tubos fornecidos. Os mesmos foram limpos com álcool etílico e secos antes de serem pesados em balança analítica com precisão de 0,0001g. As amostras foram fixadas em um suporte metálico para serem submetidas ao desgaste.

O desgaste foi avaliado pela perda de volume (Pv), sendo encontrado diferença do peso dos corpos de prova, antes e após o ensaio e dividido pela densidade do aço, conforme equação 7:

$$Pv = \frac{m_i - m_f}{7,86} * 1000 \quad \text{Equação 7}$$

Sendo que:

Pv = perda de volume

m_i = massa inicial

m_f = massa final

Densidade do aço = 7,86g/cm³

4.2.3 Dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers por microindentação, em todas as amostras, sendo empregado um microdurômetro Buehler, modelo Micromet 2001, de acordo com a norma ISO 14577-1. Foi utilizada uma carga de 1 kgf por 10 s, sendo realizadas 3 medidas (sendo duas medidas nas bordas e uma medida no centro) de cada amostra, sendo calculadas as médias e desvio-padrão. A média encontrada foi utilizada para a interpretação dos resultados.

4.2.4 Tamanho de grão

No intuito de analisar a influência da temperatura e do tempo de exposição no tamanho de grão do aço ASTM A106, analisou-se por meio do método do intercepto, o tamanho de grão das amostras tratadas em cada condição de tratamento térmico. A norma ASTM E112-13 foi utilizada para determinação do tamanho de grão dessas amostras e cada amostra contou com a média de 15 interceptos.

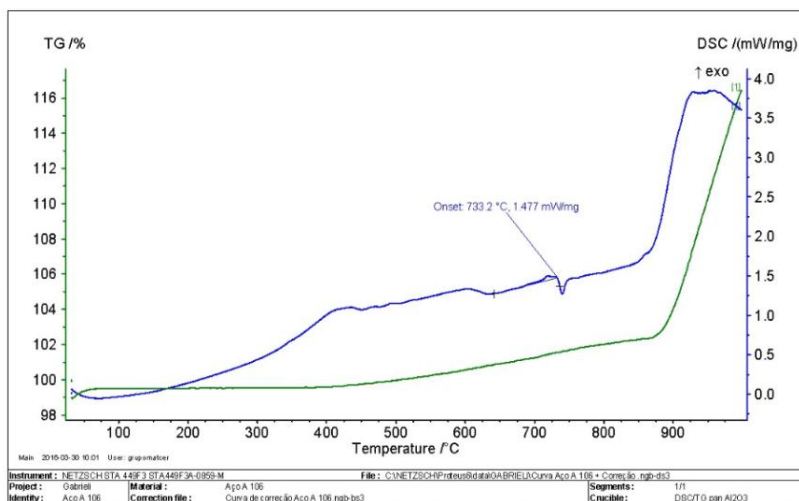
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos durante as etapas de caracterização do material ASTM A106.

5.1 DEFINIÇÃO DA TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO DO AÇO ASTM A106 GRB

Na Figura 16 é apresentado o comportamento térmico do material, onde se verificou que a temperatura A_1 é igual a 733°C.

Figura 16 - Análise por calorimetria diferencial de varredura para o aço ASTM A106 Gr B.



Fonte: Elaborado pela autora

A temperatura de transição - o onset (curva azul) foi de 733°C, sendo que, a partir de 400° C a amostra começou a oxidar. Devido ao aço ASTM A106 Gr B ser um aço carbono acalmado em silício com adição de alguns elementos de liga para que o mesmo suporte temperaturas de trabalho superiores aquelas suportadas pelo aço comum (Manssor, 2009), é razoável esperar uma temperatura de transformação seja superior aquela já conhecida por literatura do aço carbono (727°C).

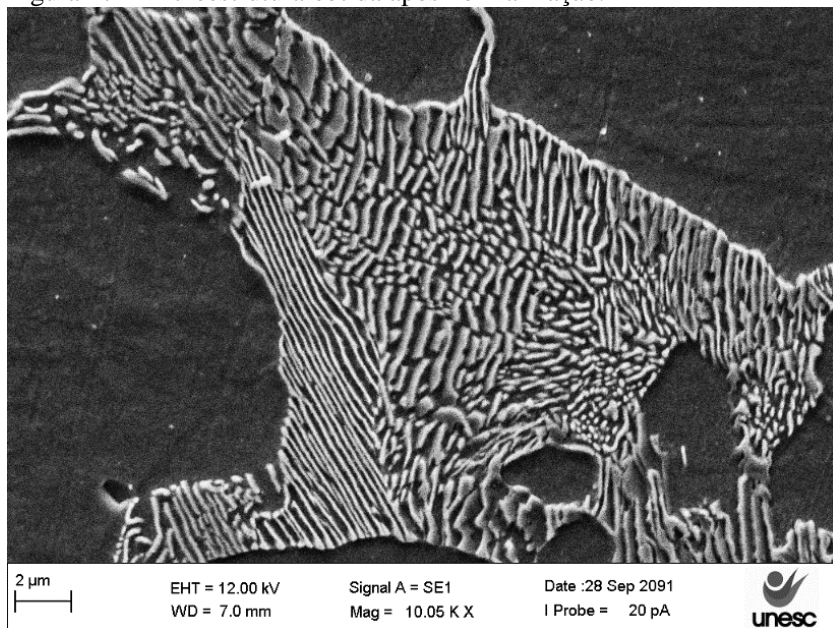
Devido a isso, a temperatura máxima de tratamento utilizada nesse trabalho foi de 700°C, sendo a mínima a temperatura de 530°C, que é a temperatura utilizada nas tubulações onde esse tipo de aço

normalmente é encontrado. A temperatura intermediária utilizada foi à temperatura de 630°C.

5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Na figura 17 é apresentada a microestrutura inicial, obtida após tratamento de normalização da amostra do tubo de aço ASTM A106, grau B, que consiste em uma matriz ferrítica com $8,51 \pm 0,21\%$ colônias de perlita.

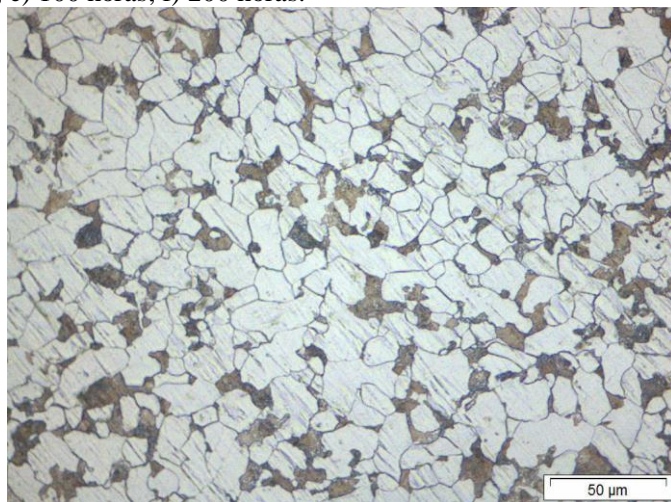
Figura 17 - Microestrutura obtida após normalização.



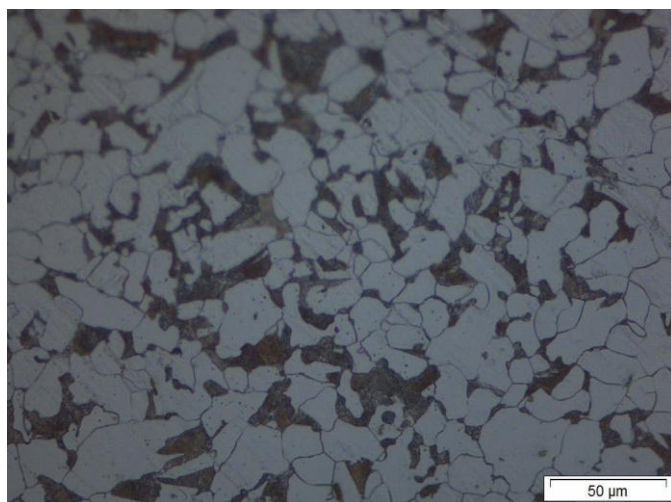
Fonte: Acervo a autora

Na figura 18 são apresentadas as microestruturas desenvolvidas nas temperaturas de 530°C, nos tempos de 25h, 50h, 75h, 100h e 200h. Como pode ser observado, as microestruturas nas menores temperaturas apresentaram baixo nível de esferoidização, confirmado ainda pela ocorrência de perlita lamelar, fato que não ocorreu nos maiores tempos.

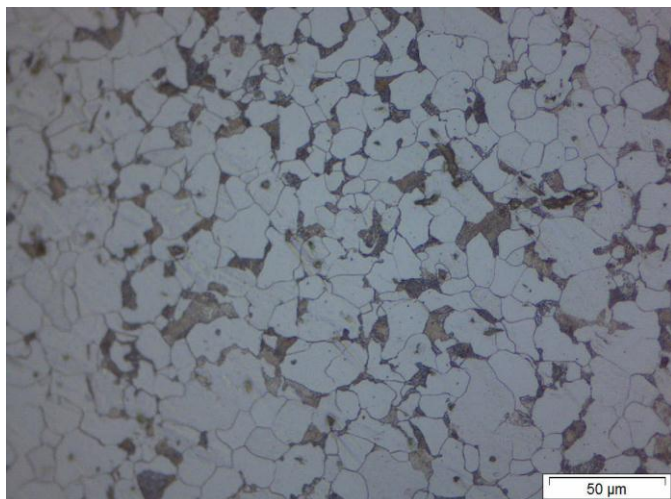
Figura 18 - Microestruturas obtidas após normalização no tratamento a 530°C em diferentes tempos. a) 0h; b) 25 horas; c) 50 horas; d) 75 horas; e) 100 horas; f) 200 horas.



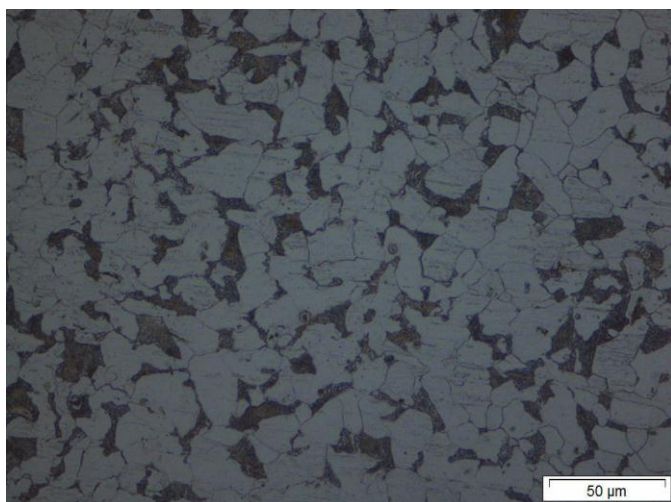
a)



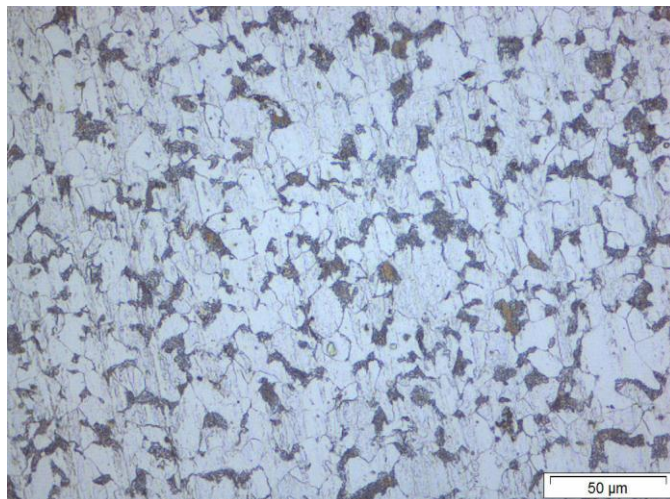
b)



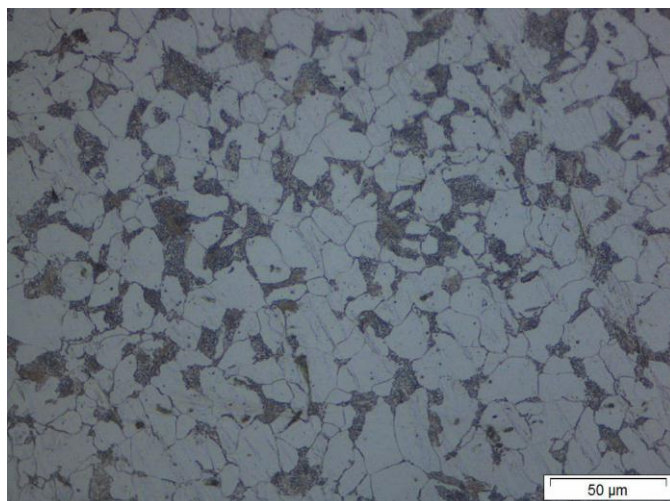
c)



d)



e)



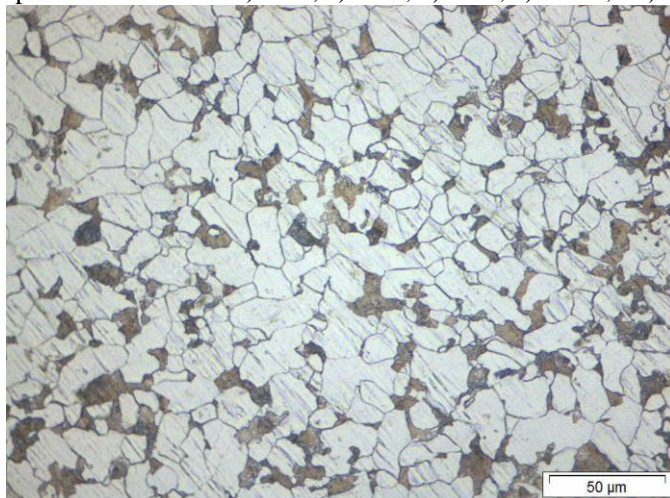
f)

Fonte: Acervo da autora

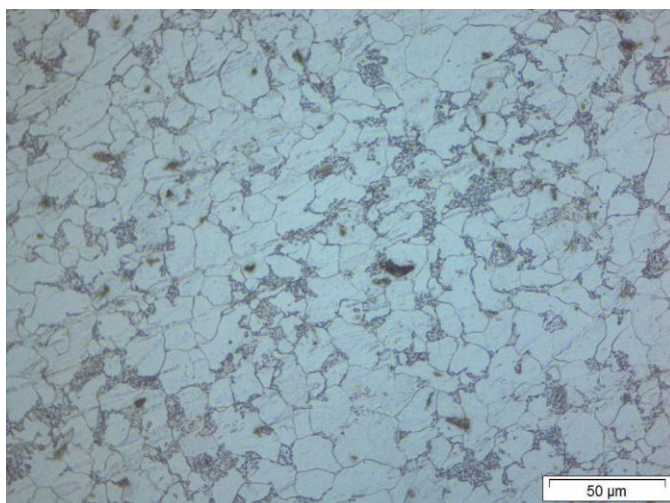
Na análise das microestruturas obtidas no por microscopia óptica após tratamento de 530°C, não foi observada esferoidização significativa ao longo das 200 horas de tratamento térmico.

Após a análise das micrografias realizadas com a temperatura de 530°C, fez-se a mesma análise para a temperatura de 630°C, e as imagens estão agrupadas e apresentadas na figura 20.

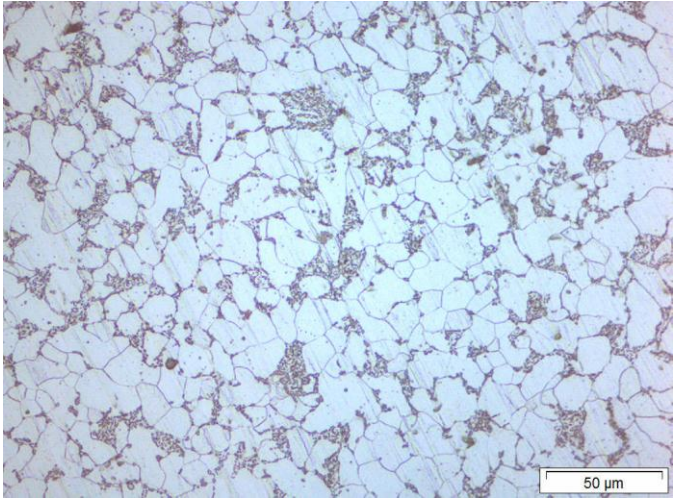
Figura 19 - Microestruturas obtidas no tratamento a 630°C. a) corpo de prova apenas normalizado b) 25 h; c) 50 h; d) 75 h; e) 100 h; e f) 200 h.



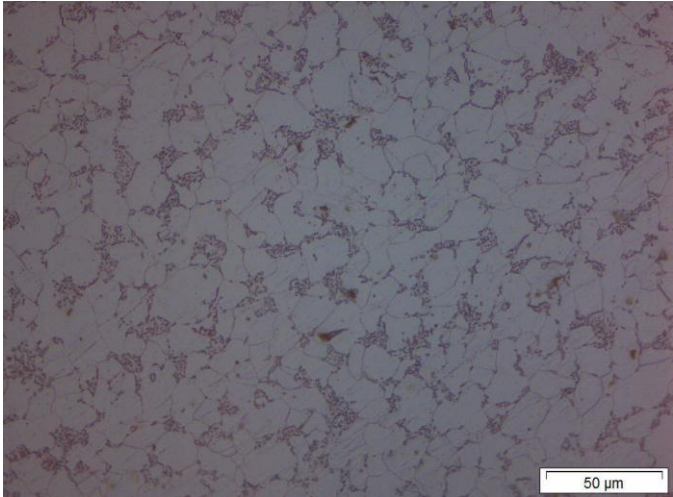
a)



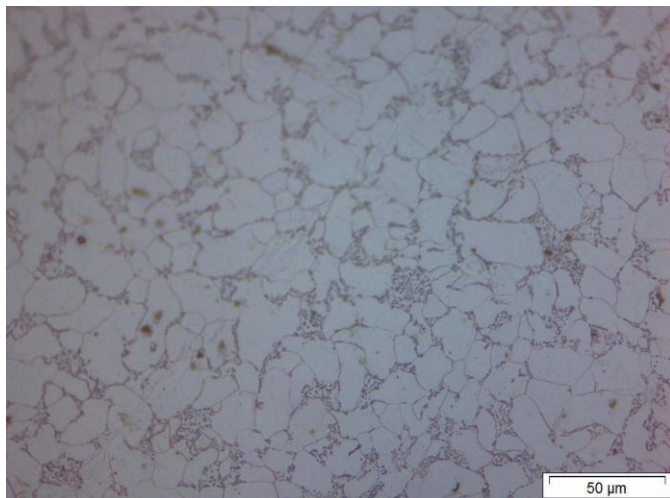
b)



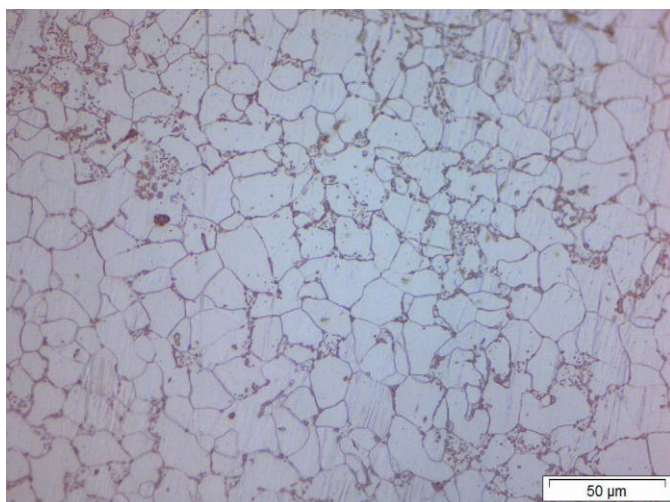
c)



d)



e)



f)

Fonte: Acervo da autora

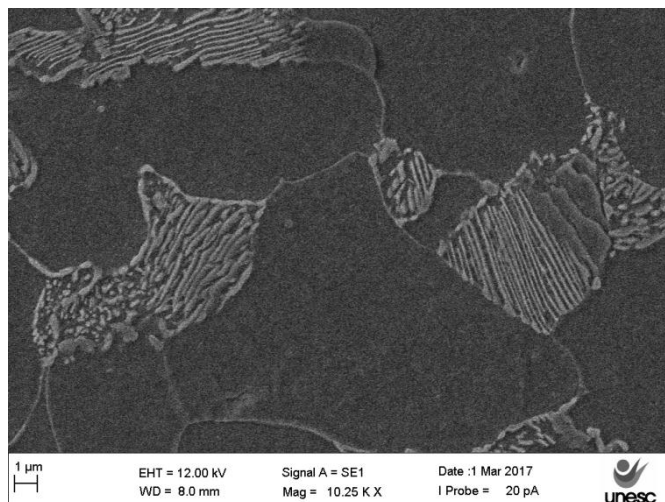
Diferente das microestruturas obtidas para o tratamento a 530°C, para as amostras tratadas a 630°C já é possível perceber a esferoidização das cementitas em função do tempo, assim como uma redução do seu percentual conforme o aumento do tempo de tratamento térmico. Isto pode ser confirmado pela quantificação microestrutural, que indicou

4,85% de perlita para a amostra tratada em 50h, 4,81% para a amostra tratada em 100h e 3,6% para a amostra tratada a 200h.

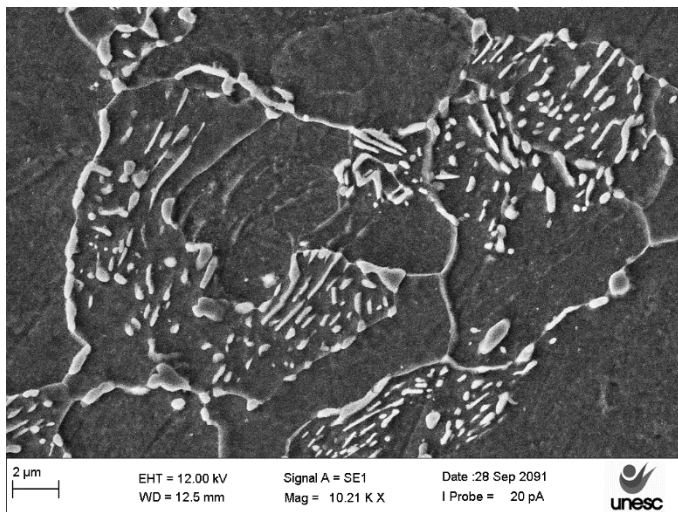
Ainda, à medida que ocorre a esferoidização, os carbonetos vão se concentrando mais próximos ao contorno de grão. Conforme aponta Rocha (2001), isto é devido ao crescimento do tamanho dos carbonetos ser favorecido pela localização das partículas nos contornos de grão, resultado de maior difusividade e energia interfacial neste local. A difusão do soluto ocorre da matriz para o contorno de grão; sendo assim, partículas localizadas próximo ao contorno de grão crescem enquanto partículas no interior do grão tendem a dissolver.

Para maior detalhamento das análises microestruturais e facilidade na interpretação dos resultados, as amostras tratadas às 50h, 100h e 200 horas, expostas a temperaturas de 530°C e 630°C também foram analisadas por MEV e estão expostas na figura 21.

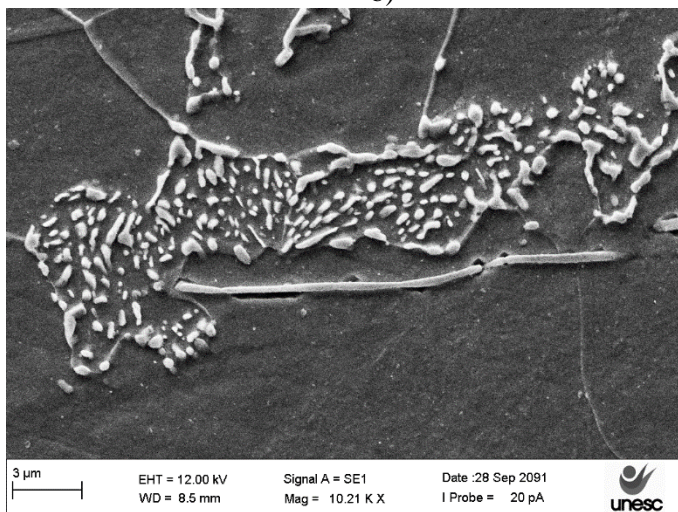
Figura 20 - Microestruturas obtidas por MEV após o tratamento a 530°C a) 50h, b)100h e c)200h e 630°C após o tempo de d)50h, e)100h e f) 200h.



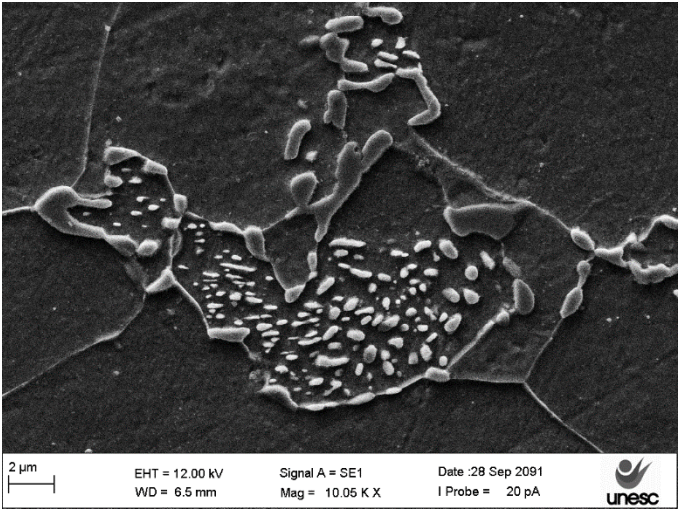
a)



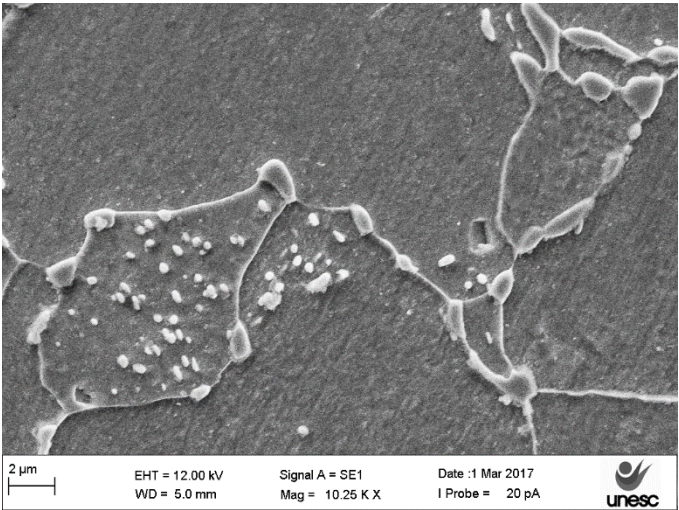
b)



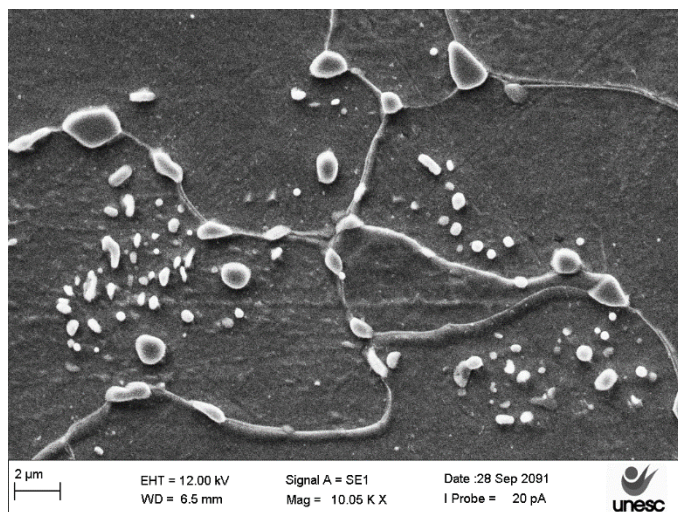
c)



d)



e)



f)

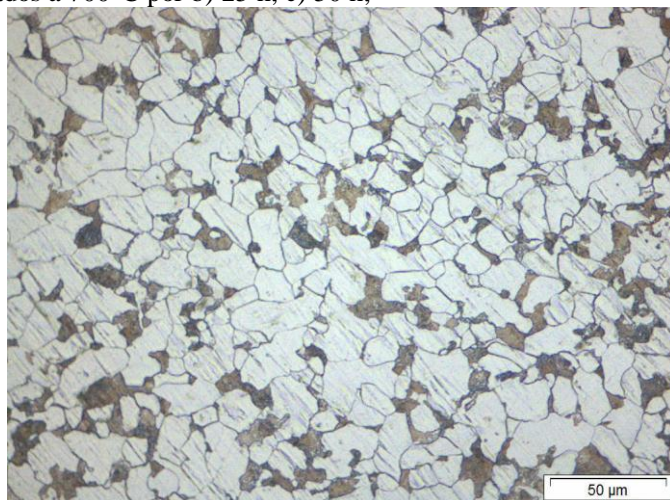
Fonte: Acervo da autora

Para as primeiras horas de tratamento, é possível perceber a redução do tamanho de lamelas de cementita com o aumento do tempo de exposição. É possível comparar ainda, as micrografias apresentadas na figura 17 (microestrutura inicial) e 21 (microestruturas obtidas após tratamento térmico) onde a primeira apresenta uma estrutura de cementita lamelar (perlita), ao passo que, ainda na segunda condição de tratamento térmico (530°C e 100h) já foi possível perceber o início da quebra das lamelas, que aumentou com o tempo de exposição.

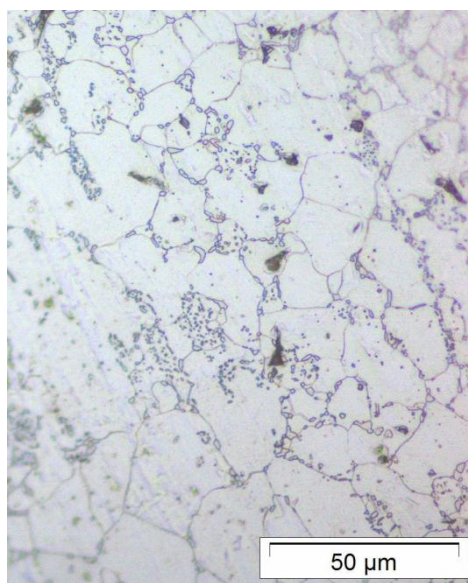
Verificou-se ainda que nas primeiras condições de tratamento térmico, as micrografias mostraram baixo nível de esferoidização, que começou a ser mais perceptível a temperatura de exposição de 630°C no tempo de 50h. Esse fenômeno por ser explicado porque à medida que a temperatura aumenta, há um aumento na taxa de difusão de carbono no material, que a temperaturas de 630°C promove alterações significativas na sua microestrutura, especialmente nos carbonetos presentes.

A figura 22 mostra as análises metalográficas dos corpos de prova tratados a 700°C.

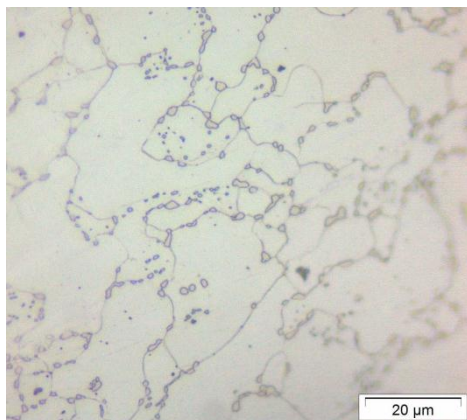
Figura 21 - Microestruturas das amostras na condição de a) normalizado e tratados a 700°C por b) 25 h; c) 50 h;



a)



b)

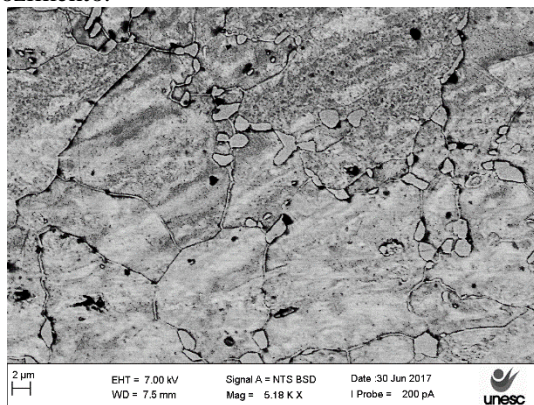


c)

Fonte: Acervo do autor

Na análise microestrutural das amostras tratadas a 700°C, é nítido a redução do número de partículas de cementita com o aumento do tempo de tratamento térmico, bem como, uma intensa esferoidização do material para todos os tempos de tratamento até 50h. A figura 23 mostra a microestrutura captada por MEV para maior detalhes dos carbonetos.

Figura 22 - Microestrutura obtida no tratamento a 700°C após de 50 horas de recozimento.



Fonte: Acervo da autora

O fato da temperatura de 700°C estar mais próximo da A_1 possivelmente contribuiu para aumentar a taxa de coalescimento das esferoiditas, pois essa é uma temperatura considerada crítica para o processo de esferoidização.

Essa intensa esferoidização observada na temperatura de 700°C, já perceptível com menor intensidade na temperatura de 630°C e não observada com tanta facilidade nas microestruturas obtidas no tratamento de 530°C, fez com que tenha acontecido alterações nas propriedades mecânicas do material, representada por uma queda na dureza, conforme pode ser observado na tabela 6.

Tabela 6 - Dureza das amostras tratadas

Parâmetro	Dureza (HV)
Apenas normalizado	226,0±0,58
(530°C - 50h)	165,9±2,33
(530°C e 100h)	151,4±1,05
(530°C e 200h)	148,1±1,13
(630°C e 50h)	147,8±0,67
(630°C e 100h)	146,0±0,55
(630°C e 200h)	138,2±0,06
(700°C e 50h)	131,4±0,74

Fonte: Elaborado pela autora

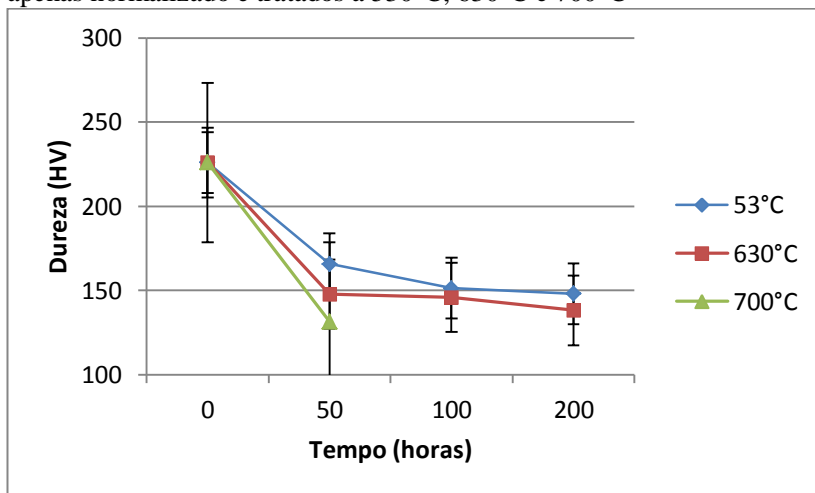
Verificou-se que para as primeiras horas de tratamento térmico, a queda na dureza é mais acentuada, o que já era esperado, uma vez que baseado em trabalhos de outros autores – Rocha (2001), ainda que nestas primeiras horas de tratamento térmico não se tenha sido percebido intensa esferoidização da estrutura, as primeiras horas de tratamento térmico já é suficiente para causar um aumento na ductilidade do aço com o início das quebras das lamelas.

A maior taxa de redução de dureza nas primeiras horas de tratamento térmico também foi observada por Karadeniz (2008), quando o autor esferoidizou um aço médio carbono a uma temperatura de 700°C, e observou que nas primeiras horas de esferoidização é onde

ocorre a maior queda na taxa de dureza, fato que ocorreu independente da condição inicial da amostra.

A figura 24 mostra um comparativo entre as durezas obtidas nos corpos de prova apenas normalizado e tratados a 530°C, 630°C e 700°C.

Figura 23 - Comparativo entre as durezas obtidas nos corpos de prova apenas normalizado e tratados a 530°C, 630°C e 700°C



Fonte: Elaborado pela autora

Para todas as temperaturas empregadas, é perceptível a queda na dureza quando comparado o corpo de prova apenas normalizado e corpo de prova tratado no maior tempo, obtendo assim, uma tendência à redução da dureza conforme aumento do tempo de exposição.

Embora em alguns tempos não seja tão perceptível, mesmo que a esferoidização esteja em sua fase inicial, tende a reduzir a dureza do material Chiaverini (1971). A microestrutura composta por esferoidita possui baixa dureza, sendo na maioria das vezes, inferior a dureza da perlita grosseira.

Verifica-se também que para um mesmo tempo, quanto maior a temperatura, menor a dureza obtida. Esse fenômeno também pode ser explicado devido ao fenômeno de esferoidização, que conforme Kamuabi (2010) aumenta em função do tempo e da temperatura.

Por último, apesar de não ter uma contribuição tão grande quanto o efeito dos carbonetos, sabe-se que o tamanho de grão também exerce influência nas propriedades mecânicas do material,

principalmente no que diz respeito a tenacidade. A tabela 7 mostra o tamanho de grão das amostras tratadas a 530°, 630°C e 700°C, para posteriores correlações.

Tabela 7 - Tamanho de grão das amostras tratadas

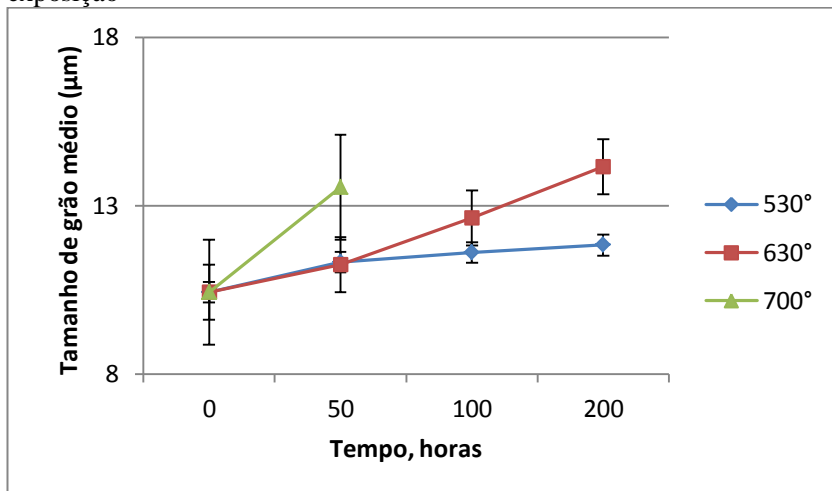
Parâmetro	TG (μm)
Apenas normalizado	10,43 \pm 0,62
(530°C - 50h)	11,33 \pm 0,46
(530°C e 100h)	11,61 \pm 0,5
(530°C e 200h)	11,83 \pm 0,41
(630°C e 50h)	11,24 \pm 0,33
(630°C e 100h)	12,64 \pm 0,31
(630°C e 200h)	14,15 \pm 0,46
(700°C e 50h)	13,55 \pm 0,41

Fonte: Elaborado pela autora

Verificou-se que o menor tamanho de grão (10,43 μm) foi obtido após o tratamento de normalização e teve sua dimensão aumentada com o aumento do tempo e da temperatura de exposição. O tamanho de grão máximo obtido foi de 14,15 μm para o tempo de 200h na temperatura de 630°C.

Os resultados obtidos estão dispostos em forma de gráfico na figura 25 para melhor comparativo entre eles.

Figura 24 - Comparativo entre tamanho de grão conforme tempo de exposição



Fonte: Elaborado pela autora

Para todos os tempos e temperaturas apresentados na figura 25, houve uma tendência ao aumento do tamanho de grão com o aumento do tempo de exposição no tratamento térmico.

Conforme ainda observado por Rocha (2001), existe uma tendência a obterem-se menores tamanhos de grãos ferríticos em amostras com maior concentração de carbonetos, da mesma forma, uma redução no número de carbonetos na matriz contribui para o crescimento do tamanho de grão ferrítico, fato esse que é compatível com os resultados encontrados nesse trabalho.

Os tamanhos de grãos encontrados nas amostras são coerentes com as durezas apresentadas na tabela 6. Assis (2001) e Baptista (2002), citam que os contornos de grão atuam como barreira que impedem o movimento das discordâncias, empilhando-as durante a deformação plástica. Logo, com a redução do tamanho de grão, espera-se uma elevação da resistência a deformação do metal, uma vez que existirá um aumento na área de contorno de grão para atuar como barreira à essas deformações.

Na tabela 8 são apresentadas as características dimensionais das partículas de carbonetos (cementita) nas amostras.

Tabela 8 - Comparativo entre as propriedades das partículas obtidas nos tratamentos de 530°C, 630°C e 700°C.

Parâmetro	Circularidad (0-1)	Carboneto por μm^2	Tamanho médio (μm)	Quantidade de partículas
Apenas normalizado	-	0,0014	0,62	7
(530°C e 50h)	0,49	0,0026	0,59	523
(530°C e 100h)	0,54	0,0091	0,11	555
(530°C e 200h)	0,58	0,0028	0,36	431
(630°C e 50h)	0,62	0,003	0,38	329
(630°C e 100h)	0,65	0,0032	0,48	302
(630°C e 200h)	0,68	0,002	0,52	277
(700°C e 50h)	0,9	0,0009	0,9	72

Fonte: Elaborado pela autora

Por meio de análise da tabela 8 observou-se nas amostras tratadas a 530°C e expostas a um tempo de 50 e 100h, foram encontradas 523 e 555 partículas, respectivamente, o que significa que ocorreu a fragmentação das lamelas, aumentando o número de partículas e, consequentemente, reduzindo o tamanho das mesmas, que se encontravam a um tamanho médio de 0,59 μm e 0,11 μm para os tempos de 50 e 100 horas, respectivamente. Esse comportamento já era esperado e caracteriza a primeira e segunda fase da esferoidização.

A partir do tempo de 200 horas, ainda para a temperatura de 530°C, o número de partículas volta a reduzir e o tamanho médio de partícula passa a aumentar, sendo que para esse parâmetro, os carbonetos das amostras alcançaram um tamanho médio de 0,36 μm . Verifica-se que findando o processo de fragmentação das partículas, as mesmas passam a crescer e esse crescimento se dá por meio do processo de coalescimento.

Ao ocorrer o coalescimento, consequente ocorre um aumento da distância entre as partículas, o que explica a redução na quantidade de carboneto por área.

A partir da temperatura de 630°C, para os tempos de 50h, 100h e 200h, houve uma queda da quantidade de carbonetos, alcançando 329, 302 e 277 carbonetos respectivamente. Simultaneamente ocorreu um aumento do seu tamanho médio, com 0,38 μm , 0,48 μm e 0,52 μm respectivamente para os tempos de 50h, 100h e 200h.

Como consequência ao aumento do tamanho médio, a quantidade de carboneto por área também foi decrescente para esses tempos, aumentando o livre caminho médio entre as partículas de carbonetos.

Os fatores observados na tabela 8 indicam que o aumento do tempo de temperatura de exposição contribuiu para a aceleração de esferoidização dos carbonetos, que são acelerados com o aumento da difusão, uma vez que quanto maior o tempo e temperatura utilizado, maior a dispersão de carbonetos na matriz (maior distancia entre as partículas) (Rocha, 2001). O aumento do tempo de exposição conferiu aos corpos de prova um maior grau de esferoidização (circularidade) sendo registrados valores de 0,62; 0,65 e 0,68 para os tempos de 50h, 100h e 200h respectivamente.

É possível observar que a mudança que ocorre na quantidade e no tamanho dos carbonetos para a temperatura de 630°C é menor do que a mudança nos carbonetos para a temperatura de 530°C. Rocha (2001) cita que um processo que pode ser observado nessa situação é que, o processo de coalescimento das partículas ocorre mais lentamente quando comparado com os passos iniciais da esferoidização (fragmentação das lamelas) mesmo fenômeno que explica porque a queda na dureza é mais acentuada nos passos iniciais.

Para o tempo de 700°C a 50h, verificou-se uma circularidade de 0,9, ou seja, nessa etapa os carbonetos estão mais próximos de uma esfera, indicando a última etapa do processo de esferoidização. Para essa condição, 72 carbonetos foram quantificados a um tamanho médio de 0,9 μm , demonstrando que houve coalescimento e crescimento das partículas.

5.3 EXTRAPOLAÇÃO DE DADOS

Por meio do coeficiente de difusão, calculado com base nos valores destacados no apêndice A, fez-se o calculo de difusividade para extrapolação dos tempos utilizadas.

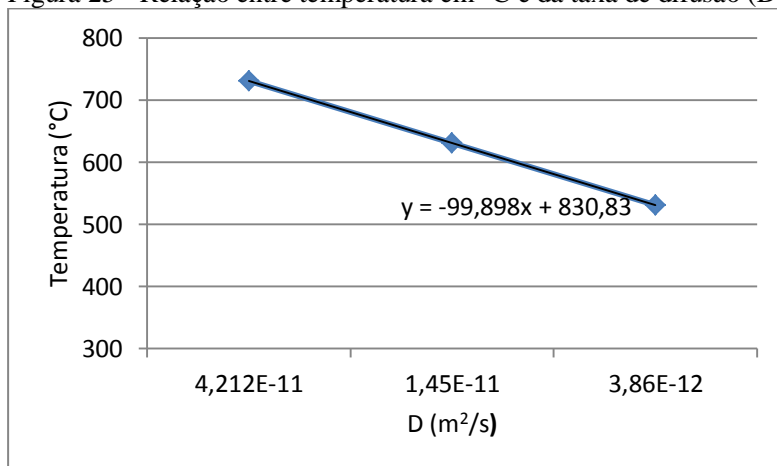
Verifica-se que a difusividade do carbono no ferro α é de $3,86 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ para a temperatura de 530°C e $3,13 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$ para a temperatura de 700°C, o que significa que para um mesmo tempo e posição, a maior temperatura utilizada promove uma velocidade 8 vezes

maior da difusão se comparado com a taxa encontrada para a menor temperatura utilizada, ou seja, é possível estimar que a 530°C, temperatura média de trabalho das tubulações de aço ASTM A106 em termoeletricas, 800 horas de trabalho seriam o suficiente para alcançar um tamanho médio de cementita esferoidizada de aproximadamente 0,52 μm .

Da mesma forma, para a temperatura de 630°C, tem-se um coeficiente de difusão de $1,45 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$, que significa que para um mesmo tempo, essa temperatura promove uma difusão 4 vezes maior que a encontrada na temperatura de 530°C. Esses dados serão importantes para proceder com a extrapolação dos tempos utilizados.

Por meio dos logaritmos dos valores experimentais do coeficiente de autodifusão também é possível determinar a energia de ativação Q e do fator de frequência D_0 , conforme mostrado na figura 26.

Figura 25 - Relação entre temperatura em °C e da taxa de difusão (D)



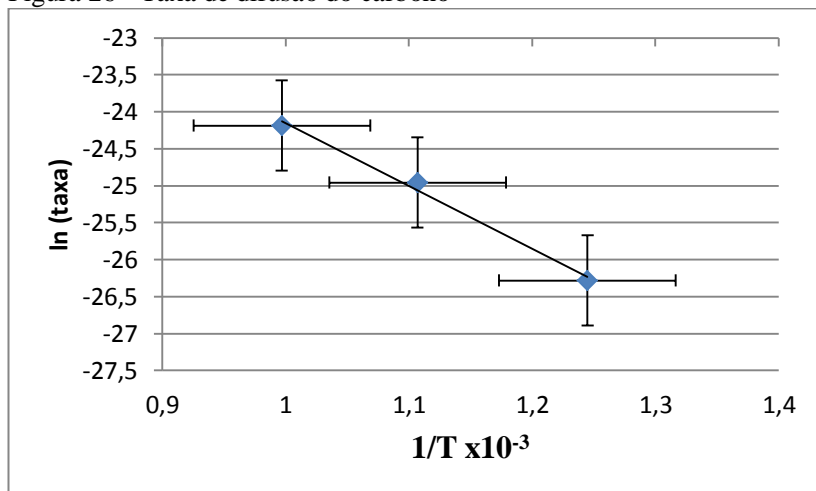
Fonte: Elaborado pela autora

Dessa forma, verifica-se por meio da equação da reta que o valor da energia de ativação é de $\sim 79969 \text{ kJ/mol}$, sendo o coeficiente angular $-Q/(2,3R)$ e que a inclinação da reta determina a energia de ativação, já que a reta é dada por $y=mx+b$ e $m=-Q/(2,3R)$, confirma-se que a equação para o coeficiente de autodifusão é de $6,31 \times 10^{-7} * e^{\frac{79968,79}{RT}}$.

A reta também pode ser gerada por meio do logaritmo natural da difusividade do carbono pelo inverso da temperatura (extrapolação do gráfico de Arrhenius), gerada a partir dos dados utilizados no qual se

torna importante uma vez que a partir dela é possível determinar (dentro do intervalo linear do gráfico) que a taxa de difusão do carbono para uma outra temperatura seja encontrada facilmente, conforme mostra a figura 26.

Figura 26 - Taxa de difusão do carbono



Fonte: Elaborado pela autora

É válido ressaltar que a extrapolação de dados com o uso de maior temperatura para simular condições mais agressivas de tratamento, em tempos maiores que o utilizado, foi feita somente para análise das condições dos carbonetos.

Considerando os estudos de Rocha (2001), Fagundes (2009) e Peruchi (2006), no qual afirmam que o processo controlador da esferoidização da cementita ocorre por meio da difusão, por meio dos valores de difusividade apresentados acima, fez-se uma correlação com as temperaturas de 630°C e 700°C nos seus correspondentes tempos de exposição, a fim de estudar a influência de um maior tempo de exposição na condição normal de serviço deste material em trocadores de calor. Nesse sentido, a tabela 9 mostra as devidas correlações.

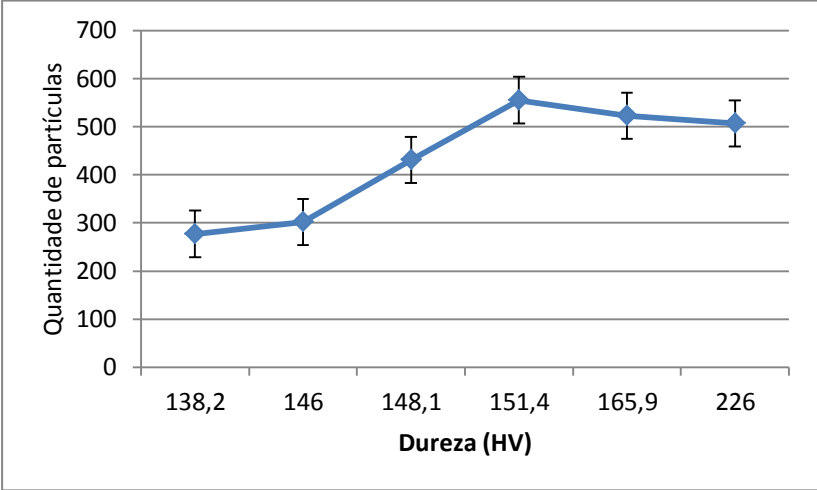
Tabela 9 - Correlações de tempos calculados com base na difusividade

Parâmetro	Tempo (h) correspondente para temperatura de 530°C
Apenas normalizado	0
(530°C - 50h)	50
(530°C e 100h)	100
(530°C e 200h)	200
(630°C e 100h)	400
(630°C e 200h)	800

Fonte: Elaborado pela autora

Com base nos tempos correlacionados na tabela 9, a figura 28 mostra relação entre a quantidade de partículas (mostradas na tabela 8) e a dureza apresentada na tabela 6, ambas com o tempo convertidos por meio da difusividade para temperatura de exposição de 530°C, apresentados na tabela 9.

Figura 27 - Relação entre quantidades de partículas e dureza



Fonte: Elaborado pela autora

É importante ressaltar que da relação entre dureza e quantidade de partículas não espera-se um comportamento linear, uma vez na microestrutura inicial, há um menor número de partículas, porém, em forma lamelar, ao passo que já a partir do primeiro tempo de exposição, essas partículas começam a fragmentar-se e mudando sua morfologia para esferas, que possuem uma maior ductilidade daquela encontrada na perlita (lamelar).

Como citado acima, nos primeiros estágios de esferoidização há uma alteração mais significativa na redução de dureza, decorrente do processo de fragmentação das lamelas de perlita (fato que justifica o aumento de partículas nos três primeiros tempos de exposição) e início do processo de arredondamento das partículas de carbonetos.

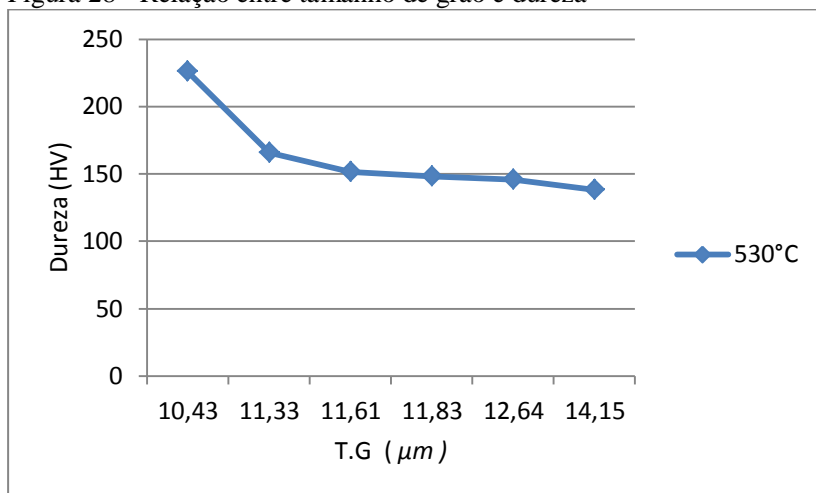
Já nos estágios mais adiantados do processo, o fenômeno de esferoidização encontra-se basicamente no estágio de coalescimento de partículas, reduzindo assim o número de partículas de carbonetos isolados.

Ressalta-se que esta etapa ocorre de modo mais lenta, quando comparada as etapas iniciais e, portanto, implicando em contribuições menores na redução de dureza do material.

Nos resultados a seguir deverão ser observados que paralelamente a uma menor dureza do material nas etapas intermediárias e finais da esferoidização, ocorre um aumento na capacidade de deformação do material quando comparado ao estado inicial do aço ASTM A106 e, com isso, espera-se uma dificuldade maior para remoção de material em um processo abrasivo.

As mesmas correlações de tempos calculados com base na difusividade apresentada na tabela 9, foi utilizada para relacionar o tamanho de grão com a dureza encontrada nos corpos de prova e está apresentado na figura 29.

Figura 28 - Relação entre tamanho de grão e dureza



Fonte: Elaborado pela autora

Com base na figura 29, é possível perceber que quanto maior o tamanho de grão obtido nas amostras, menor a dureza encontrada.

Rocha (2001) cita que menores tamanhos de grãos ferríticos são observados em amostras com maior concentração de carbonetos, bem como, menor tamanho dos carbonetos, pois esses promovem um maior retardo na migração do contorno de grão durante seu crescimento, esse fato pode ser associado em todas as temperaturas utilizadas nesse trabalho, mas, dá-se um foco especial a temperatura de 700°C, no qual, após o tempo de 50h, foi encontrada uma microestrutura com o nível de esferoidização mais avançada e com menores quantidades de carbonetos devido ao coalescimento das mesmas.

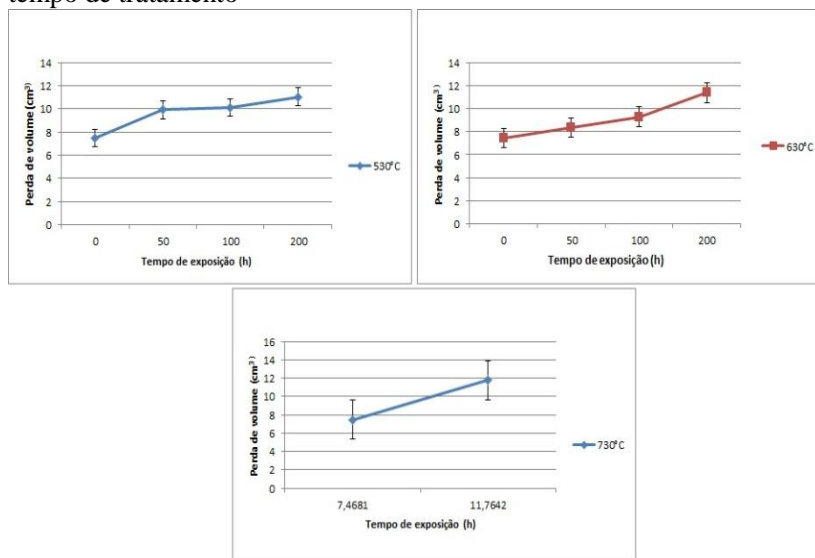
5.4 AVALIAÇÃO TRIBOLÓGICA

A) Desgaste abrasivo

A figura 30 expressa a perda de volume (cm^3) para as amostras tratadas a 530°C, 630°C e 700°C, sendo possível observar o aumento da perda de volume com o aumento do tempo de tratamento térmico, no qual está relacionado à esferoidização dos carbonetos, que conforme mostrado na análise metalográfica, começou a ficar perceptível a partir de 100 horas de exposição quando exposto a uma temperatura de 530°C.

Quanto à relação da perda de volume no desgaste abrasivo com a esferoidização dos carbonetos, os resultados encontrados nesse estudo estão coerentes com os resultados encontrados por Correa (2005), que concluiu por meio do seu trabalho que o aumento da fração volumétrica dos carbonetos esferoidizados resulta na queda da resistência ao desgaste abrasivo.

Figura 29 - Perda de volume obtido no desgaste abrasivo em função do tempo de tratamento



Fonte: Elaborado pela autora

Para a temperatura de 530°C, ainda é possível verificar que entre os tempos de 50 e 100 horas, não houve um aumento significativo da perda de volume, fato que foi relacionado com a microestrutura das amostras, já que nessas temperaturas, o processo de esferoidização ainda se encontrava na primeira etapa, uma vez que ainda estava havendo quebra das lamelas de perlita. A partir do tempo de 100 horas, iniciou-se o processo de esferoidização da cementita, no qual teve uma influência ainda maior no processo de desgaste abrasivo.

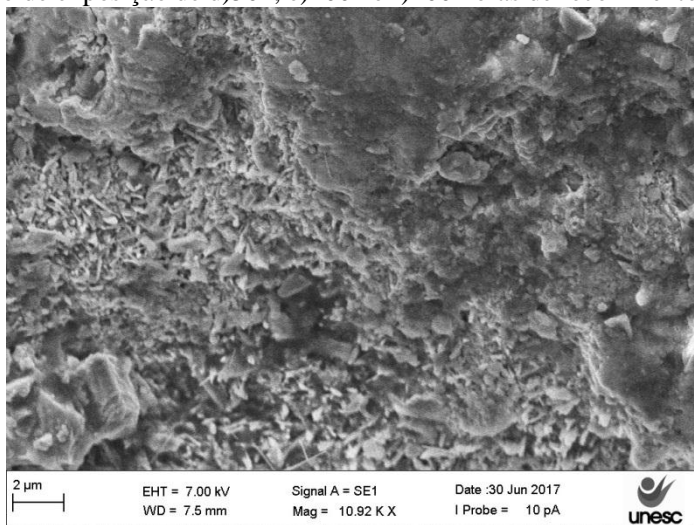
A mesma tendência observada na temperatura de 530°C foi observada para as temperaturas de 630°C, ou seja, uma tendência ao aumento da perda de volume com o aumento do tempo de exposição das amostras, sendo compatível também com os resultados encontrados na

dureza, quando comparado cada o aumento da temperatura em cada tempo de exposição.

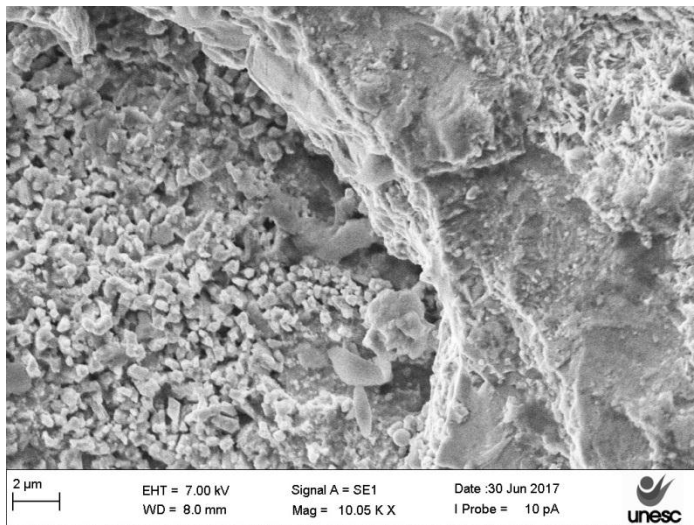
Castro (2010) também estudou resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais e da mesma forma que Ribeiro (2004) e OGBOM (1995), o autor concluiu que a dureza não é o melhor indicador de resistência ao desgaste abrasivo e sim sua microestrutura, por esse motivo, mesmo que as amostras tratadas a 530°C tenham uma dureza superior as tratadas a 630°C, tiveram maior desgaste abrasivo.

As micrografias apresentadas na figura 31 mostram as imagens feitas por MEV da área desgastada por abrasivo.

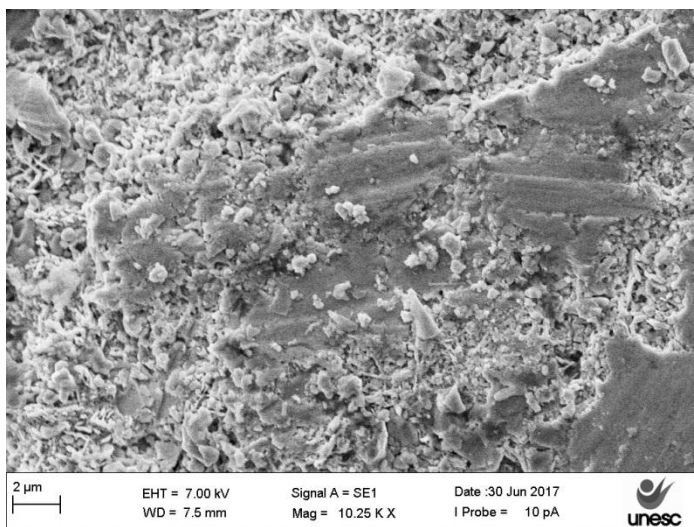
Figura 30 - Aspecto da superfície de desgaste obtida após desgaste abrasivo no tratamento a 530°C a)50h, b)100h e c)200h e 630°C após tempo de exposição de d)50h, e)100h e f)200 horas de recozimento.



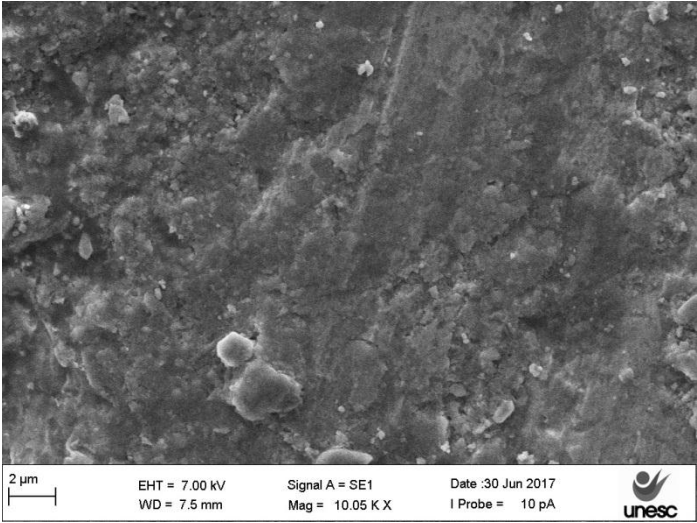
a)



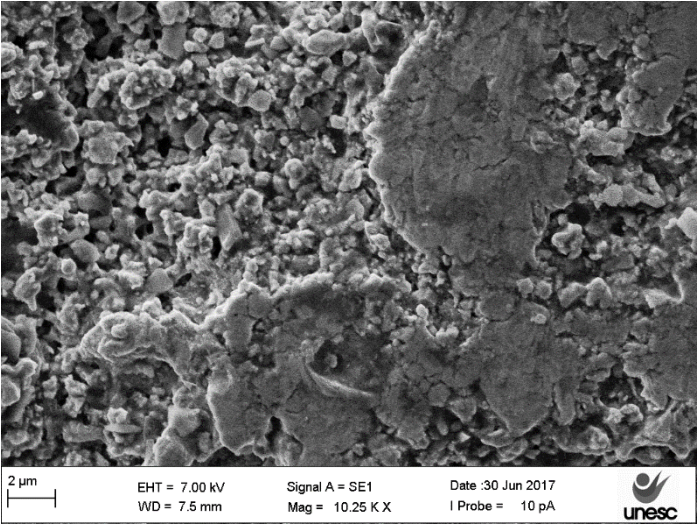
b)



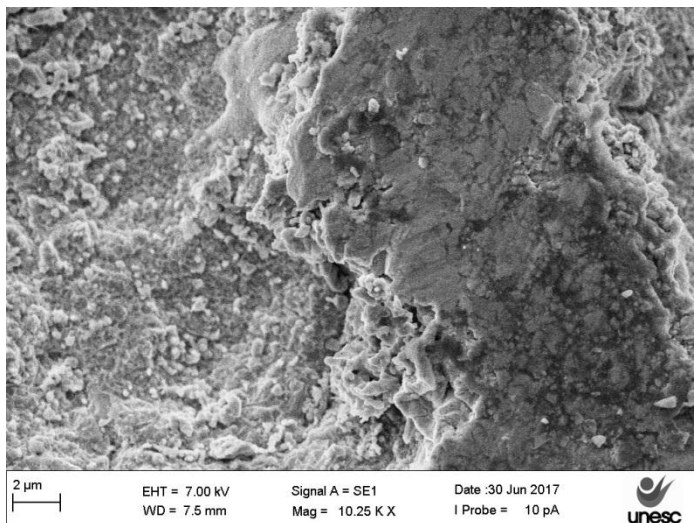
c)



d)



e)



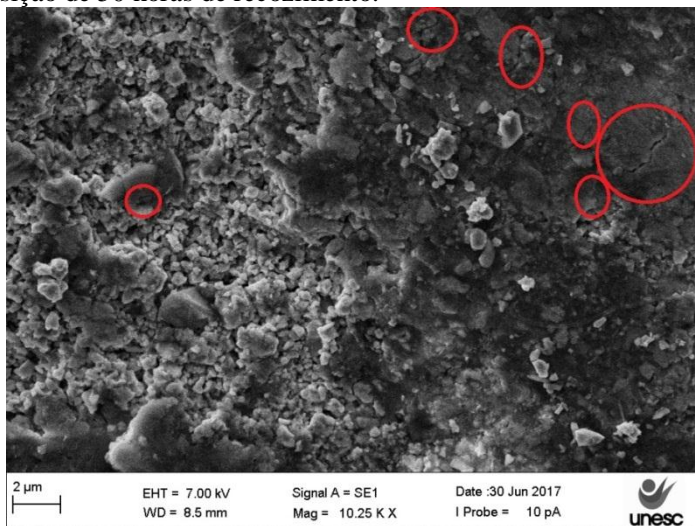
f)

Fonte: Acervo da autora

Verifica-se que para as amostras expostas a temperatura de 530°C, houve uma maior remoção de partículas pelo abrasivo, o que pode ser justificado pela sua menor ductilidade, quando comparada com as amostras com as amostras submetidas à temperatura de 630°C a 50h e 100h, acarretando em uma maior facilidade na remoção do material. Nas amostras tratadas a 630°C, foi possível observar alguns pontos onde a passagem do erodente ficou marcada por uma região plana, com menores indícios de remoção do material, o que é justificado pela maior ductilidade do material devido à microestrutura esferoidizada.

A superfície de desgaste obtida por MEV após o tempo de 50h para a temperatura de exposição de 700°C é mostrado na figura 32

Figura 31 - Microestrutura obtida no tratamento a 700°C após tempo de exposição de 50 horas de recozimento.

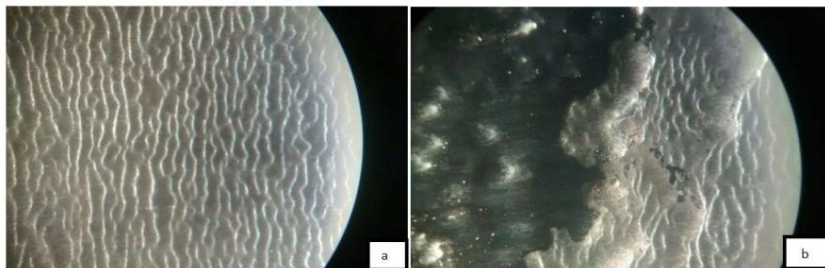


Fonte: Acervo da autora

É verificado na imagem 32 que para temperatura de 700°C a remoção de partículas feita pelo abrasivo ocorre com deformação plástica inicial, e, também, com a ocorrência de microtrincas antes do início da fragmentação. A imagem ainda mostra partículas incrustadas sobre a superfície da amostra.

Além disso, a imagem 33 mostra que para essa condição de ensaio, após desgaste abrasivo, o material não foi totalmente removido, ou seja, a perda de volume tende a ser maior do que aquela visualizada no gráfico de desgaste.

Figura 32 - Comparativo de imagens no estereoscópio entre corpo de prova tratado a 700°C – 50h e apenas normalizado após desgaste abrasivo



a) corpo de prova apenas normalizado b) corpo de prova normalizado e tratado a 50h

Fonte: Acervo da autora

Com a imagem 33 b é possível observar que o corpo de prova que ficou exposto a um tratamento de 50 horas, durante seu ensaio de desgaste abrasivo, uma parte de sua superfície foi “empurrada” possivelmente devido a menor resistência oferecida pelo material e ductilidade disponível. Quando esferoidizado, a capacidade de deformação aumenta, o que produz maiores sulcos. Com isso, houve um acúmulo de material em uma região, ao invés de sua fragmentação, o que fez com que não fosse detectada uma maior redução de massa.

Esse acúmulo de massa (deformação plástica) que foi percebido para o tempo de 50 horas a 700°C, e não foi observado em outros tempos e temperaturas também pode estar associada a menor dureza encontrada após tratamento térmico, de aproximadamente 131,4HV e com o tamanho de grão, de 13,55 μm .

Assis (2011) no seu trabalho sobre refino do grão em aços baixo carbono verificou que a formação de fragmentos em materiais de grãos finos requer menor deformação para atingir o ponto de ruptura do material, já materiais com grão maiores e consequentemente menores durezas, requerem um esforço ou distância de desgaste maior para a ruptura dos materiais, uma vez que sua microestrutura não favorece materiais fragmentados.

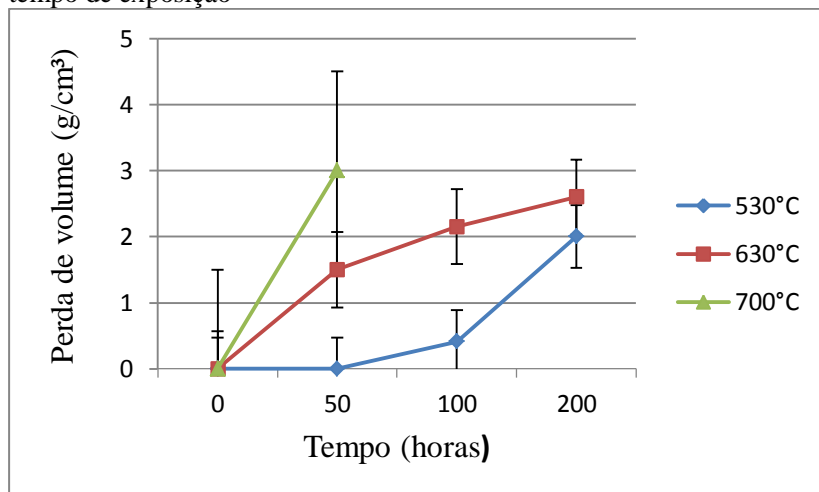
Os mecanismos de desgastes gerados nos corpos de prova para essa condição, foram classificados por microsulcamentos, pois, conforme Castro (2010), esse mecanismo de desgaste acontece quando há deformação plástica com perda ou não de material, gerando sulcos com formação de acúmulos frontais e laterais do material movimentado.

Para os demais tempos de exposição das amostras tratadas a 530°C e 630°C, o mecanismo de desgaste predominante foi por microcorte, pois, houve formação de microcavacos e pequenas deformações plásticas.

B) Desgaste erosivo

A figura 34 mostra a perda de volume em função do tempo de exposição para as amostras tratadas em 530°C, 630°C e 700°C. Conforme esperado, com o aumento da temperatura e/ou tempo de esferoidização, houve um aumento do desgaste, porém, não de forma linear, indicando a interferência das mudanças da microestrutura sobre o mecanismo de desgaste. As maiores temperaturas, conforme já apontado anteriormente, desenvolveram microestruturas mais esferoidizadas devido à alta taxa difusiva de carbono, o que contribuiu para a remoção de material da superfície das amostras durante o ensaio erosivo.

Figura 33 - Perda de volume obtido no desgaste erosivo em função do tempo de exposição



Fonte: Elaborado pela autora

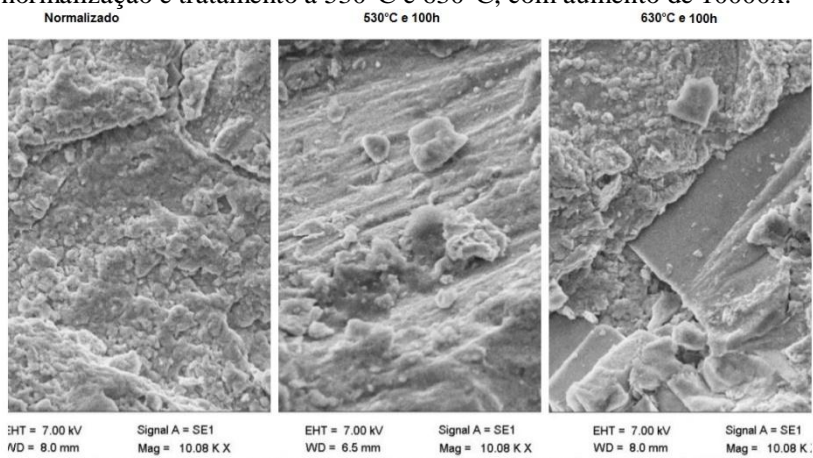
Verificou-se que, da mesma forma que foi observado no desgaste abrasivo, existe uma tendência ao aumento da perda de volume com o aumento do tempo de exposição para o desgaste erosivo.

Também é possível observar que para a temperatura de 530°C, houve uma tendência à estabilização da resistência ao desgaste erosivo

entre os tempos de 0h (apenas normalizado) e 50horas, sendo crescente após esse tempo. Esse fenômeno também foi observado no desgaste abrasivo entre os tempos de 50h e 100h e foi associado ao fato de que para esses dois tempos de exposição, estava acontecendo o fenômeno de fragmentação das lamelas de cementita, ao passo que, no tempo de 200 horas, esse processo já havia se encerrado e uma segunda etapa havia sido iniciada, tratando-se do processo de esferoidização dos carbonetos.

A figura 35 mostra as microestruturas após desgaste erosivo dos corpos de prova apenas normalizado e tratados a 530°C e 630°C no tempo de 100h.

Figura 34 - Microestruturas obtidas com o desgaste erosivo após normalização e tratamento a 530°C e 630°C, com aumento de 10000x.



Fonte: Acervo da autora

É possível verificar que para a amostra apenas normalizada, não houve indícios de remoção do material, fenômeno que justifica o fato de que para essa condição não foi detectado perda de volume, conforme mostrou a figura 34, ao passo que para as amostras expostas ao tempo de 530°C e 630°C as marcas de remoção podem ser observadas.

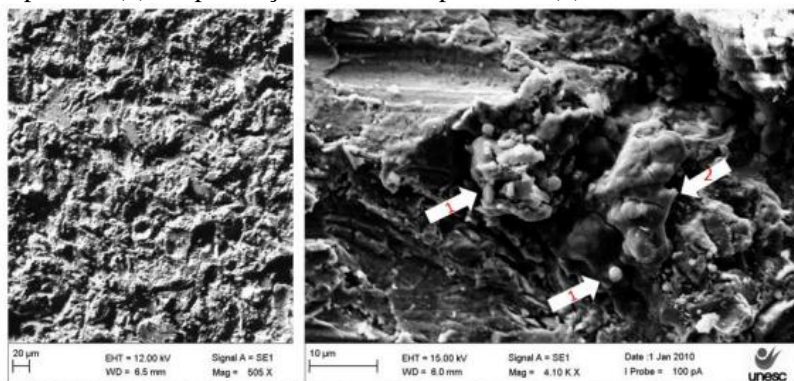
Para a amostra tratada a 630°C a 100h de exposição, é possível verificar que além das marcas de remoção, ainda tem-se um maior desnível da microestrutura, fato que ocorre devido a maior remoção de material em algumas regiões.

Da mesma forma como foi observado para a temperatura de 530°C e 630°C, para a temperatura de 700°C também é possível

perceber uma tendência à redução da resistência ao desgaste com um aumento do tempo de exposição.

Na figura 36 pode-se observar a superfície desgastada da amostra esferoidizada em 700°C após 50 horas. É verificado que o padrão de remoção de partículas erodidas pelo erodente ocorre com grande deformação plástica inicial, e, também, com a ocorrência de microtrincas antes da fragmentação propriamente dita. Esta ocorre possivelmente pelo processo de fadiga superficial, causada pelo contínuo impacto das partículas sobre a superfície.

Figura 35 - Aspecto da superfície da amostra esferoidizada em 700°C/50h após submissão ao ensaio de desgaste erosivo em 450°C. Na imagem ampliada, setas indicam a presença de partículas encrustadas na superfície (1) e a presença de trincas superficiais (2).



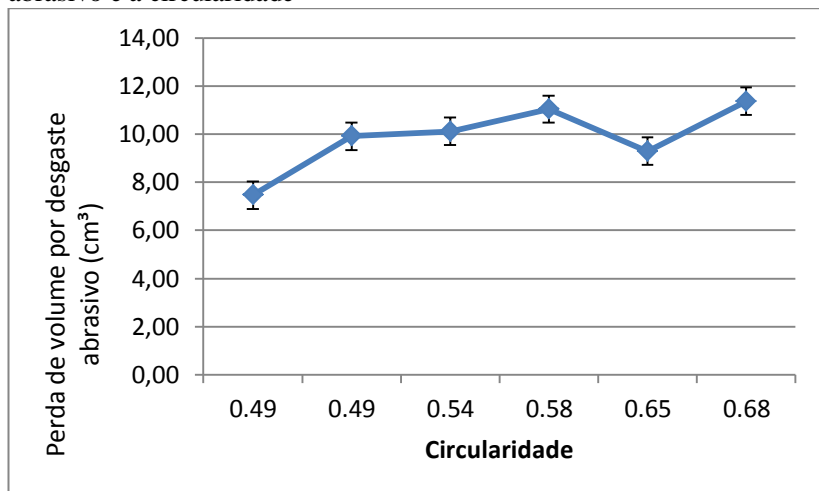
Fonte: Acervo da autora

Ainda, cabe destacar que nas amostras com maior nível de esferoidização houve uma incorporação de partículas de erodente na superfície testada das amostras, o que contribuiu para o aumento a dispersão dos valores de variação de massa das mesmas. As amostras na sua condição inicial, com esferoidização inicial (tempo de tratamento inferior às 50h), apresentaram um menor nível de dispersão nos valores obtidos, bem como praticamente nenhuma incorporação de partículas erodentes sobre a superfície do material.

Uma relação entre a perda de volume e o fator de forma (circularidade 0 – 1) dos carbonetos foi feito a fim de se correlacionar os dois parâmetros e estão expostos nos figura 37 e 38. Para essa

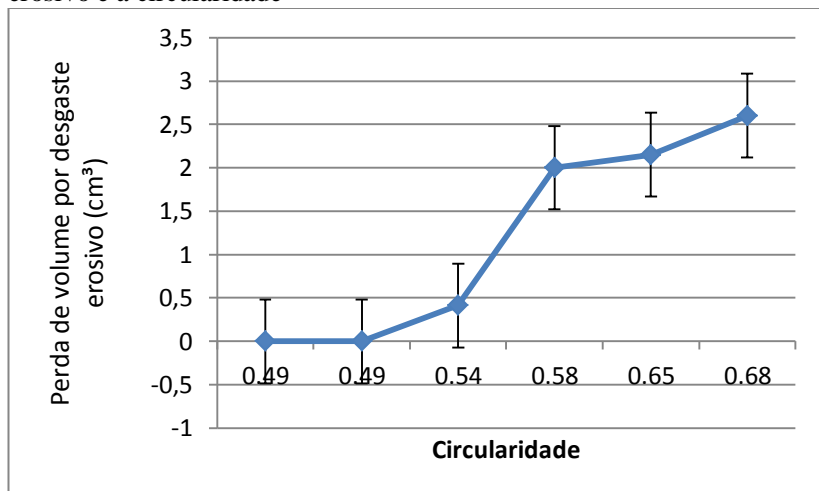
correlação também foi utilizado os tempos calculados com base na difusividade apresentada na tabela 9.

Figura 36 - Relação entre perda de volume encontrada no desgaste abrasivo e a circularidade



Fonte: Elaborado pela autora

Figura 37 - Relação entre perda de volume encontrada no desgaste erosivo e a circularidade



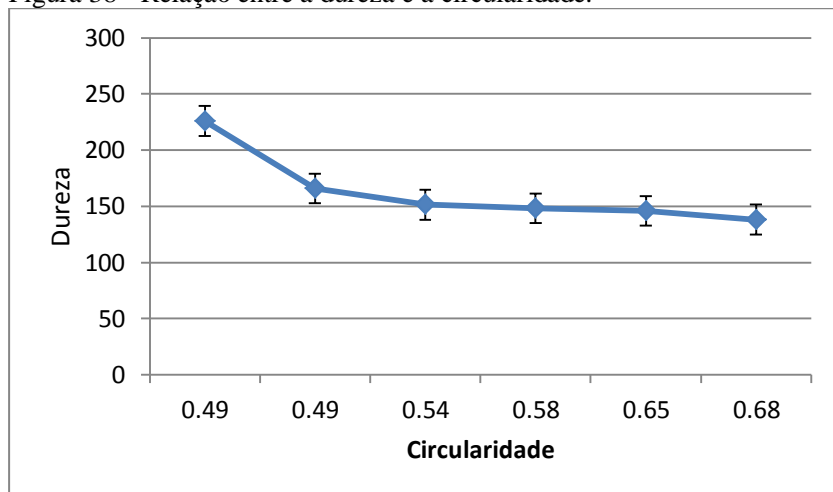
Fonte: Elaborado pela autora

Por meio da figura 37 e 38, é possível observar uma tendência ao aumento da perda de massa com o aumento da circularidade (0 – 1). Sendo a circularidade um parâmetro que mede o fator de forma dos carbonetos, nesse caso, sendo atribuído 1 a amostra totalmente esferoidizada.

O fator de forma dos carbonetos não deve ser o único parâmetro para determinar a perda de volume por desgaste, nem mesmo ser analisado isoladamente, porém, ajudará na análise final da influência da microestrutura no desgaste do material.

A figura 39 contribui para as análises feitas nos resultados obtidos na figura 37 e 38, e mostra a relação entre a circularidade e a dureza encontrada em cada amostra, com o tempo extrapolado por meio do cálculo de difusão.

Figura 38 - Relação entre a dureza e a circularidade.

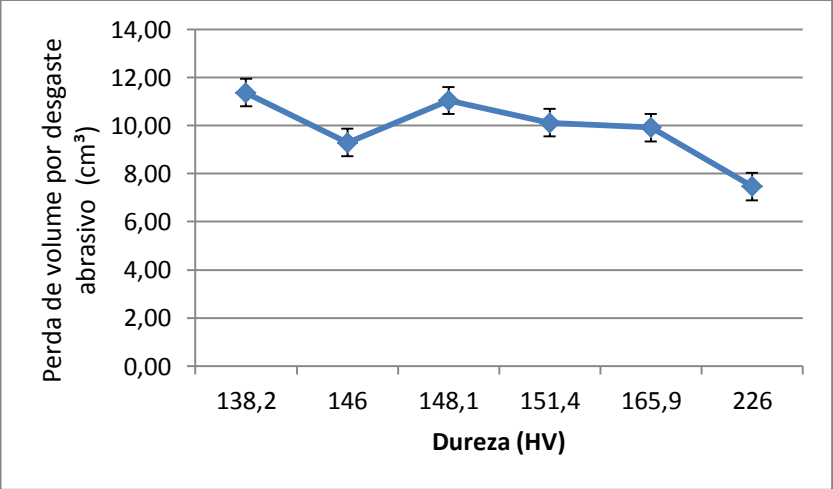


Fonte: Elaborado pela autora

A figura 39 mostra que menor será a dureza do aço ASTM A106GrB quanto maior a circularidade dos carbonetos da sua microestrutura, ou seja, quanto mais eles se aproximarem de uma esfera, para tanto, é válido ressaltar que não há possibilidade de se isolar esse efeito para se avaliar a contribuição do mesmo na queda da dureza, uma vez que simultaneamente ao processo de esferoidização, há mudanças em outros fenômenos, como tamanho de grão, quantidade e tamanho de carbonetos.

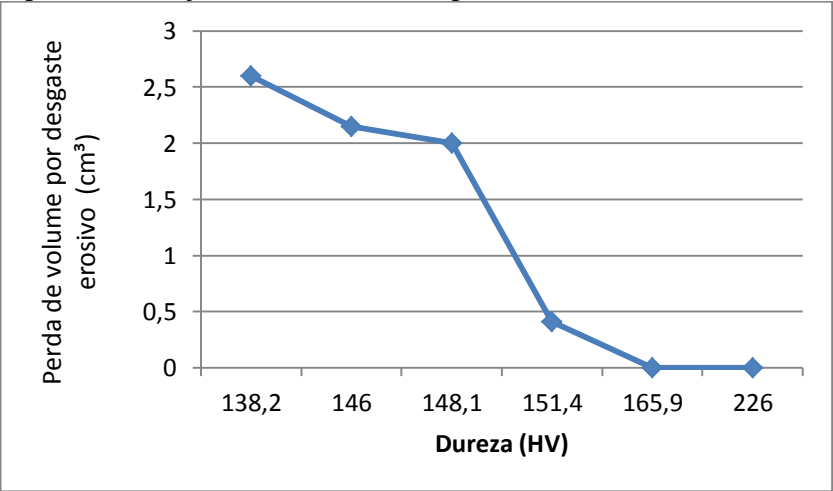
Uma relação entre a dureza e a perda de volume por desgaste é apresentada nas figuras 40 e 41.

Figura 39 - Relação entre a dureza e desgaste abrasivo



Fonte: Elaborado pela autora

Figura 40 - Relação entre a dureza e desgaste erosivo.



Fonte: Elaborado pela autora

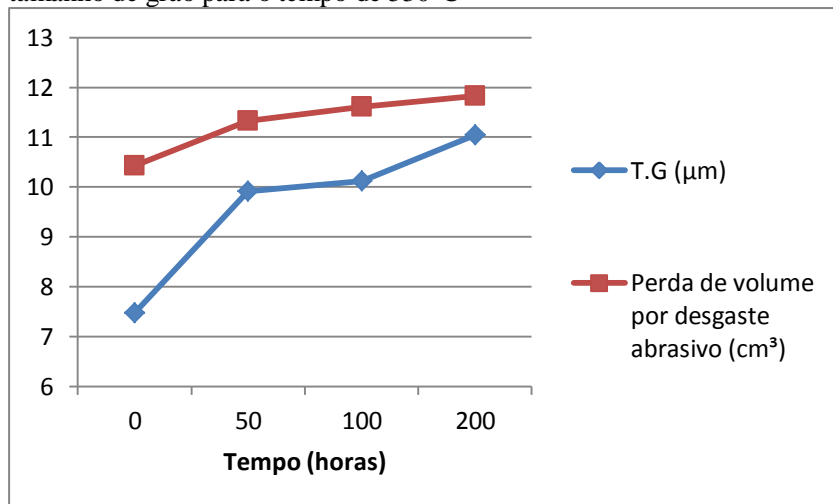
Nesse último caso, uma relação entre desgaste e dureza pode ser confirmada à medida que é possível perceber que quanto maior a dureza, menor o desgaste obtido, essa relação é verdadeira tanto para o desgaste abrasivo quanto para o erosivo.

5.5 CORRELAÇÕES ENTRE PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS

Para melhor análise dos resultados de desgaste vistos até agora, fez-se um comparativo entre o tamanho de grão, o desgaste abrasivo e desgaste erosivo. Os desgastes abrasivos e erosivos foram apresentados em gráficos distintos para evitar comparações diretas, uma vez que atuam em mecanismos diferentes e uma comparação direta pode ocasionar interpretações distorcidas.

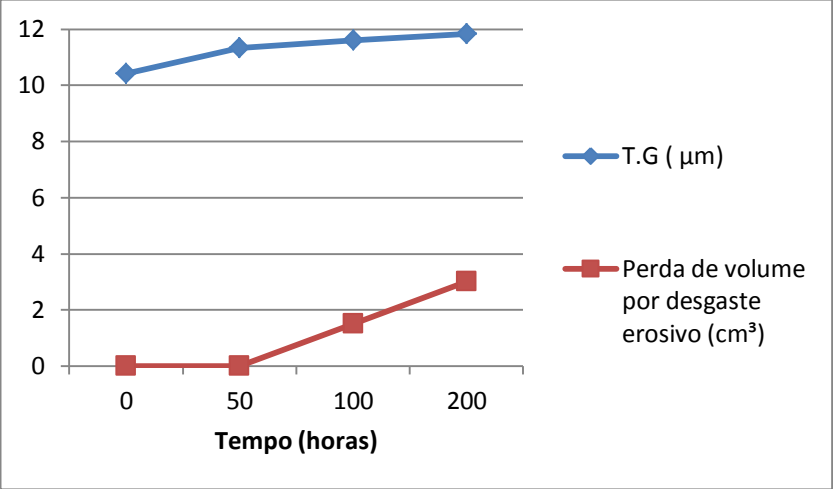
As figuras 42 e 43 mostram os resultados para a temperatura de 530°C, para os ensaios de desgaste abrasivo e erosivo respectivamente.

Figura 41 - Comparativo entre perda de volume no desgaste abrasivo e tamanho de grão para o tempo de 530°C



Fonte: Elaborado pela autora

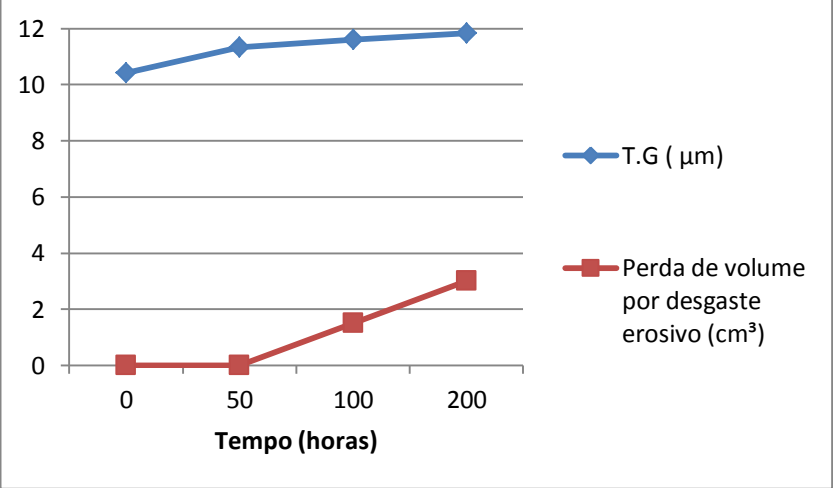
Figura 42 - Comparativo entre perda de volume no desgaste erosivo e tamanho de grão para o tempo de 530°C



Fonte: Elaborado pela autora

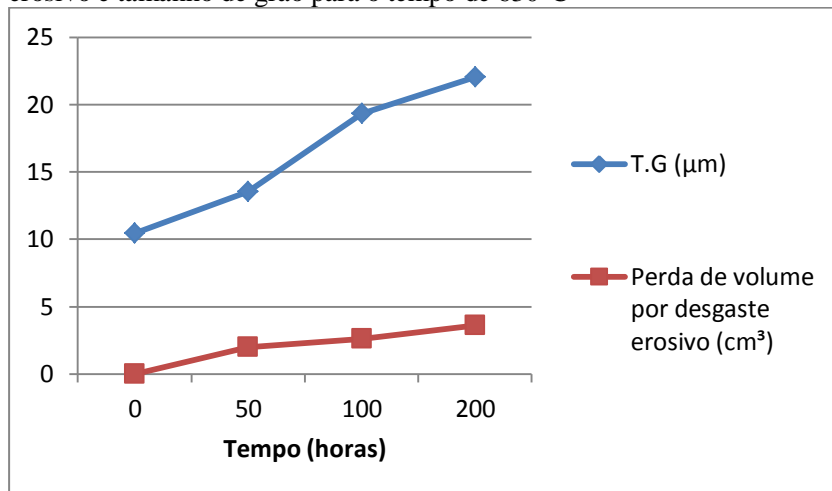
As figuras 44 e 45 mostram a relação entre o tamanho de grão e o desgaste abrasivo e erosivo para a temperatura de 630°C.

Figura 43 - Comparativo entre perda de volume no desgaste abrasivo e tamanho de grão para o tempo de 630°C



Fonte: Elaborado pela autora

Figura 44 - Comparativo entre perda de volume no desgaste abrasivo e erosivo e tamanho de grão para o tempo de 630°C

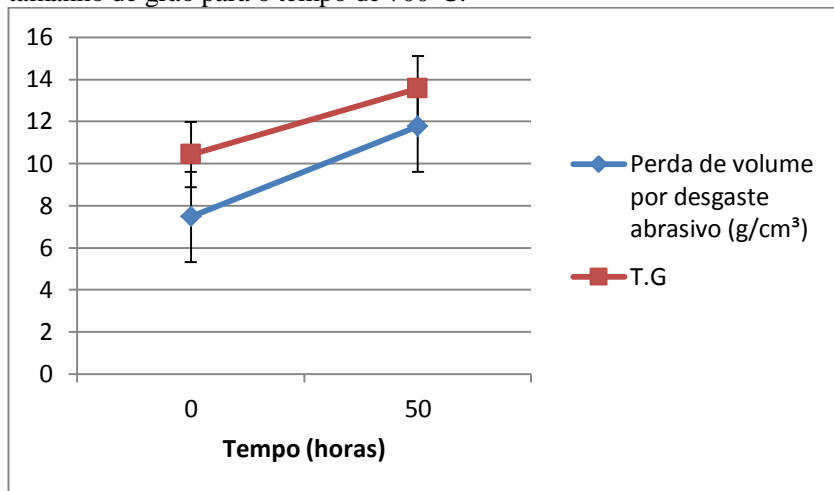


Fonte: Elaborado pela autora

Da mesma forma que aconteceu para a temperatura de 530°C, é possível observar uma relação entre o tamanho de grão e a perda de volume. O menor tamanho de grão foi encontrado para a amostra sem tratamento térmico de esferoidização, assim como a maior resistência ao desgaste. Ao passo que, a maior perda de volume foi encontrada a 50h na temperatura de 700°C. Nesse ponto, é necessário considerar que em todos os casos, ainda havia presença dos carbonetos, em diversas formas, tamanho e fração volumétricas que ainda contribuem para a resistência ao desgaste do material, sendo ainda que não há como isolar somente o efeito do tamanho de grão para estudo da influência no desgaste abrasivo e erosivo do material.

As figuras 45 e 46 mostram a relação entre o tamanho de grão e o desgaste abrasivo e erosivo para a maior temperatura utilizada (700°C)

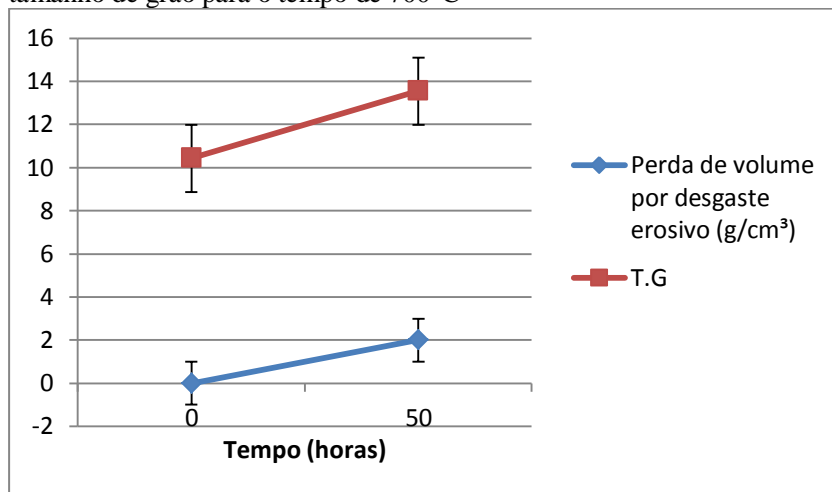
Figura 45 - Comparativo entre perda de volume no desgaste abrasivo e tamanho de grão para o tempo de 700°C.



Fonte: Elaborado pela autora

Verifica-se que para o tempo utilizado para exposição de 700°C, também pôde ser observada a mesma relação observada no desgaste abrasivo nas temperaturas de 530°C e 630°C. Da mesma forma aconteceu para o desgaste erosivo, apresentado na figura 47.

Figura 46 - Comparativo entre perda de volume no desgaste erosivo e tamanho de grão para o tempo de 700°C



Fonte: Elaborado pela autora

A mesma relação encontrada nos tempos de 530°C e 630°C para o desgaste erosivo foi encontrada para a temperatura de 700°C, à medida que, a amostra sem tratamento térmico foi à amostra com menor desgaste encontrado, assim como, com menor tamanho de grão.

Mesmo que para esse parâmetro tenha sido apresentado apenas um valor de perda de volume e tamanho de grão (retirado da média de 3 amostras), como de uma forma geral os resultados nas temperaturas utilizadas tiveram o mesmo comportamento, pode-se inferir que este comportamento é válido.

Para todos os casos, foi possível perceber que a perda do volume em função do tempo no desgaste abrasivo tende a ser maior do que no desgaste erosivo. Esse fenômeno foi associado ao fato de que no desgaste erosivo, há influência da temperatura, no qual, faz com que ao mesmo tempo em que tenha um encruamento no material devido ao impacto das partículas, há também um alívio nas tensões, promovida pela temperatura do próprio ensaio, fato que não ocorre no desgaste abrasivo, no qual, é procedido em temperatura ambiente. Por esse motivo, comparações diretas entre os dois desgastes devem ser evitadas.

Outro fator que pode ser destacado é que, conforme já observado por Correa (2005), a resistência ao desgaste aumenta à medida que o livre caminho médio da esferoidita aumenta, sendo que para as

condições de tratamento de 530°C e 630°C, é possível observar a redução da resistência ao desgaste à medida que reduz o percentual de esferoidita e aumenta o livre caminho médio entre elas.

A tabela completa com todos os valores de desgaste, características dos carbonetos, tamanho de grão e dureza encontram-se no apêndice.

6 CONCLUSÕES

A partir dos resultados encontrados e das análises realizadas, no presente trabalho, pode-se concluir que:

➤ As amostras de aço ASTM A106grB após normalizada é composta por uma matriz ferrítica com colônias de perlita (aproximadamente 8,51% de perlita) e apresentaram temperatura de transição igual a 733°C, sendo que temperaturas mais elevadas podem provocar transformação de fase ou pré-solubilização de carbonetos;

➤ Desde o primeiro tempo de exposição utilizado no trabalho, na menor das temperaturas utilizadas (530°C, 50h) já é possível verificar alterações nas condições iniciais da microestrutura, sendo que nessas condições tem início a primeira etapa da esferoidização, composta por fragmentações das lamelas;

➤ A condição de esferoidização foi verificada a partir da temperatura de 630°C no tempo de exposição de 50h, e paralelamente a esse fenômeno, ocorreram alterações na quantidade e tamanho dos carbonetos. Para as amostras tratadas a 700°C, em um tempo de 50h, observou-se uma esferoidização mais intensa, sendo encontrados carbonetos com fator de forma igual a 0,9.

➤ O tempo e temperatura de exposição afetam significativamente o tamanho de grão ferrítico da microestrutura, sendo que quanto maior o tempo e temperatura de exposição, maior o tamanho de grão obtido, ao passo que, a microestrutura inicial registrava um tamanho de grão de 10,43µm, enquanto a microestrutura exposta ao tempo de 200h em uma temperatura de 700°C registrou um tamanho de grão de 22,02µm;

➤ Apesar de ser verificada uma tendência ao maior desgaste com a redução da dureza, esse não deve ser o único parâmetro para avaliar a perda de volume, essencialmente para o desgaste abrasivo, pois uma dureza muito baixa pode conferir ao aço uma substancial ductilidade, podendo alterar o mecanismo de desgaste, fazendo com haja alta deformação plástica em vez da fragmentação das partículas (debris). Este processo foi classificado como microsulcamento;

➤ No desgaste erosivo do aço ASTM A106 grB, amostras com maior nível de esferoidização tiveram incorporação do erodente. Esse fenômeno não foi registrado nas amostras em condições iniciais (normalizadas) e nas microestrutura tratadas a 530°C e 630°C;

➤ No desgaste abrasivo, amostras com maior ductilidade, tratadas a 630°C, apresentaram menores perdas de volume por desgaste abrasivo do que as amostras tratadas a 530°C, devido a maior dificuldade na remoção do material.

REFERÊNCIAS

ABNT Associação Brasileira de Normas Técnicas – **Tubos de aço-carbono, sem costura, para condução de fluidos em altas temperaturas**. NBR 06321. 1983

BAPTISTA, A. **Desgaste. Spectru instrumental científico** – divisão metalurgia / processos. Disponível em:
<http://www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/desgaste>. Acessado em: 04/07/2016

CALLISTER, Willian. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. John Wiley & Sons, Inc., 2002.

CALLISTER, Willian. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. Editora LTC. Rio de Janeiro. Sétima edição, 2008.

CASTRO, Cristovão. **Resistência ao desgaste abrasivo das sapatas de trator de esteira após processo de recuperação**. Dissertação de mestrado. Universidade tecnológica federal do Paraná, 2010.

CHATTOPADHYAY, S. **Quantitative measurements of perlite spheroidization**. Departamento f metallurgy. U.K. 1977.

CHAVES, A. et, al. **Estudo da influencia da distância interlamelar da perlita no desgaste por deslizamento em ensaios do tipo pino-disco**. 22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Departamento de Engenharia Mecânica, Poli – USP São Paul, 2016.

CHIAVENIRI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. São Paulo, 7 edição. ABM – Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 1996.

CHIAVENIRI, Vicente. **Tecnologia mecânica**. São Paulo, 2 edição. Editora Pearson, 1986.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. São Paulo. 4 edição. Editora Edgard Blucher, 2008.

COMELLI, F. **Estudo de revestimento aspergido por HVOF contra o desgaste em hastes de válvulas de turbinas termelétricas**. Dissertação

de Mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2006.

CORREA, Otoni Edmilson. **Avaliação da resistência ao desgaste de ligas desenvolvidas para solda de revestimento duro para uso sob condições altamente abrasivas.** Tese de doutorado. São Carlos, 2005.

COSTA, Rodrigo. et al. **Avaliação da Resistência a Corrosão de Revestimentos Metálicos Depositados por Aspersão Térmica a Arco: uma Aplicação em Trocadores de Calor.** Soldag. Insp. São Paulo, 2014.

COSTA, V. et al. **Combustão de carvão pulverizado: uma análise numérica dos parâmetros principais.** Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica. 1999, Lindóia, SP.

COTRELL, Allan. **Introdução à metalurgia.** Lisboa, 1976. 2 edição. Fundação Calouste Gulbenkian.

CONRAD, H. et al. **Effect of microestructure on the erosion of steel by solid particles.** Vancouver, Canadá. 1985

COUTINHO, Botrell. **Materiais metálicos para engenharia.** Belo Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni, 1992.

DICK, L. et al. **Desenvolvimento de metodologia para avaliação de aços esferoidizados. Determinação do grau de descarbonetação.** Tecno Metal Mater. Miner. UFRGS, 2010.

DIVAKAR, M. et al. **Effect of the material surface hardness on the erosion of AISI316;** July–August 2005, Pages 110–117. 15th International Conference on Wear of Materials.

E. Huttunen-Saarivirta. Et al. **Erosive wear of boiler steels by sand and ash.** Wear 317 (2014) 213–224.

EWALD, Heiter. **Estudo do desgaste por erosão de ligas metálicas utilizadas em sistemas mecânicos de plantas siderúrgicas.**

Dissertação de mestrado. Universidade federal do Espírito Santo, 2011.

FAGUNDES Edson. **Análise da influencia do ciclo de esferoidização nas propriedades mecânicas do Aço SAE 1050 .** Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2006.

FEGREDO D.M. et al. **The effect of progressive minor spheroidization on the dry-rates of a standard carbon and a Cr-Mo alloy rail steel.** Metals Technology Labs, CANMET, Dept. EM&R, Ottawa, Ont. (Canada). 1992.

FERRANTE, M. **Seleção de materiais.** 2 edição. São Carlos: EdUFSCar, 2002.

FINNIE, I. **Erosion of surfaces by solid particles.** Shell Development Company, Emerville, Calif. 1960.

GAO, Weimein. et al. **Numerical investigation of erosion of tube sheet and tubes of a shell and tube heat exchanger.** Computers & Chemical Engineering. Volume 96, 4 January 2017

GOMEZ, Victor. **Efeito da distribuição do tamanho de partículas abrasivas sobre a taxa e modos de desgaste para o ensaio de microabrasão.** Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Espírito Santo. 2014.

GOMEZ Victor. Et al. **Effect of abrasive particle size distribution on the wear rate and wear mode in micro-scale abrasive wear tests.** Wear 2015.

GROOVER, Mikell. **Introdução aos processos de fabricação.** Rio de Janeiro. 1 ed. LTC. 2014.

HO SEON JOO et al. **The effect of a non-circular drawing sequence on Spheroidization of medium carbon steel wires.** Journal of Materials Processing Technology Volume 216, February 2015.

HL, Yi . et al. **Acceleration of spheroidization in eutectoid steels by the addition of aluminum.** Scripta Materialia Volume 67, Issues 7–8, October 2012.

REED-HILL, Robert. **Princípios de metalurgia física,** 2ª ed. Rio de Janeiro: Guanabara 2 S.A., 1982

INSTITUTO AÇO BRASIL. Disponível em:
<http://www.acobrasil.org.br/site/portugues/instituto/50anos.asp>.
 Acessado em: 14/06/2017

ISLAM, Aminul. et al. **Construction of erosion mechanism maps for pipeline steels**. Department of Process Engineering and Applied Science, Materials Engineering Program, Dalhousie University, Halifax, NS, Canada.

JONES, D. et al. **Engenharia de materiais: uma introdução as propriedades, aplicações e projeto**. Volume 2. Ed. 3. Rio de Janeiro. Editora Elsevier, 2007.

ISLAM M. et al. **Effect of microstructure on the erosion behavior of carbon steel**. Revista Wear. Elsevier. Canadá, 2014.

HEJELIN N. et al. **Estudo da resistência ao desgaste erosivo e corrosivo de diferentes materiais depositados por aspersão térmica a arco: Uma aplicação em aquecedores tubulares do CTJL**. VII Congresso de Inovação Tecnológica em Energia Elétrica (VII CITENEL), 2013.

KAMYABI-GOL, M. et al. **Spheroidizing kinetics and optimization of heat treatment parameters in CK60 steel using Taguchi robust design**. J. Iron Steel Res. Int., 17 (2010), pp. 45-52

KARADENIZ, Erdal. **Influence of different initial microstructure on the process of spheroidization in cold forging**. Materials and Design 29 (2008).

KIMINAMI, Claudio Shyint. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**. São Paulo, 2013. Reimpressão 2015. Editor Edgard Blucher Ltda.

LEMONS, Georges. **Efeito da temperatura de revenido na microestrutura e nas propriedades mecânicas em alta temperatura do aço X22CRMOV12-1**. 2015. Dissertação - Mestrado em Engenharia de Materiais. Universidade Federal de Santa Catarina.

MANSOOR, Muhammad. et al. **Prediction of in-service microstructural degradation of A106 steel using eddy current technique**. Materials Characterization. Volume 60, Issue 12, December 2009

MARTINS, Paulo. et al. **Tecnologia mecânica: Tecnologias de deformação plástica e corte.** Volume I. Lisboa. Escolar editora. 2013.

Md. Aminul Islam. et al. **Effect of microstructure on the erosion behavior of carbon steel.** Wear, 332–333, N 2015, 1080-1089

PAWLAK, K; et al. **The influence of austenitizing temperature on prior austenite grain size and resistance to abrasion wear of selected low-alloy boron steel.** Archives of Civil and Mechanical Engineering. Volume 16, Issue 4, September 2016.

NOGUCHI, H; et al. **Elucidation of the effects of cementite morphology on damage formation during monotonic and cyclic tension in binary low carbon steels using in situ characterization,** 2016. Japan. Materials Science and Engineering: A, Volume 667, 14 June 2016, Pages 358-367

OCHOA, D. M. **Estudo do desgaste erosivo-corrosivo de aços inoxidáveis de alto nitrogênio em meio laminado.** Tese – Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da universidade de São Paulo.

PERUCH, Fábio. **Influência do ciclo de recozimento para esferoidização nas propriedades mecânicas do aço ABNT 5160.** Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul 2009.

Radi, P. et al. **Tribologia, conceitos e aplicação.** Instituto tecnológico de Aeronáutica. São José dos Campos, SP. 2007.

ROCHA, Márcio. **Aço ABNT 1045 esferoidizado: estudo da cinética de coalescimento e correlações entre microestruturas e propriedades mecânicas.** Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina. 2001.

ROSA, Edson. **Análise de resistência mecânica: Mecânica da fratura e fadiga.** Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2002.

SAHA, Atanu. et al. **Effect of cyclic heat treatment on microstructure and mechanical properties of 0.6 wt% carbon steel.**

Materials Science and Engineering. Volume 527, Issues 16–17, 25 June 2010.

SAHA, Atanu. et al. **Microstructural modifications and changes in mechanical properties during cyclic heat treatment of 0.16% carbon steel.** Materials Science and Engineering A India, 2011.

SHARMA, Ankit. et al. **Erosive wear analysis of medium carbon dual phase steel under dry ambient condition.** Wear. 91–98. 2015

SHACKELFORD, James. **Ciência dos materiais.** São Paulo, 2008. 6 edição. Editora Pearson Prentice Hall.

SANTOS, G.S. **Avaliação do efeito de modificações superficiais a plasma no desempenho frente ao desgaste de um aço baixa liga: Estudo da correlação entre profundidade de endurecimento e melhoria de desempenho.** Tese de Doutorado. Universidade Federal de Minas Gerais. 2009.

SILVA André. et al. **Aços e ligas especiais.** São Paulo, 1 edição. Editora Blucher, 2006.

SILVA F Pina. **Tribologia.** Lisboa. 2 edição. Fundação Colouste Gilbenkian. 2000.

SILVA, F Pina. **Erosão, corrosão, erosão-corrosão e cavitação do aço ABNT 8550 nitretado a plasma. 2008.** 272 f. Tese (Doutorado)- Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2008.

SILVA, F Pina. **Erosão, corrosão, erosão-corrosão e cavitação do aço ABNT 8550 nitretado a plasma.** Tese de doutorado. Universidade Federal de Uberlandia. 2008.

SOUZA, Sérgio Auguto. **Composição química dos aços.** São Paulo 1989. 1 edição. Editora Edgard Blucher LTDA.

LEITE, Ricardo. et al. **Estudo Comparativo da Resistência ao Desgaste Abrasivo do Revestimento de Três Ligas Metálicas Utilizadas na Indústria, Aplicadas por Soldagem com Arames Tubulares.** Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Mecânica, Belo Horizonte, 2009.

Telles, Pedro. **Tubulações industriais: Materiais, Projeto, Montagem**. Rio de Janeiro, 2001. 10ª edição. Editora LTC.

Telles, Pedro. **Tubulações industriais** Rio de Janeiro, 1979. 5ª edição. Livros técnicos e científicos editora S.A.

NAKA, A. et al. **Effect of microstructure of low-carbon steels on frictional and wear behaviour**. Tribology International. Volume 93, Part B, January 2016.

MELLO, M. **FORNOS**. Inspetor de equipamentos. CETERPIS, BRASIL. 2016.

S. Nam, et al. **Accelerated spheroidization of cementite in high-carbon steel wires by drawing at elevated temperatures**J. Mater. Sci., 22 (1987), pp. 2319-2326.

NORTON, Robert. **Projeto de máquinas: Uma abordagem integrada**. Porto Alegre 2013. 4 ed. Editora Bookman.

NUNESC, Pacheco Keila. **Determinação dos parâmetros cinéticos da reação de oxidação de carvão mineral**. Dissertação de mestrado, 2012, UFRGS.

PAUL, C. Okonkwo. et al. **Erosive wear performance of API X42 pipeline steel**. . Engineering Failure Analysis 60 (2016) 86–95

SAGAYRAJ, D. et al.. **Experimental studies on the erosion rate of different heat treated carbon steel economiser tubes of power boilers by fly ash particles**. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. Volume 16, Issue 5, October 2009.

SILVA, F. **Erosão, corrosão, erosão-corrosão e cavitação do aço ABNT 8550 nitretado a plasma**. Universidade Federal de Uberlândia. Tese de Doutorado. Minas Gerais. 2008
WARELL, Linda. **Trends and developments in long-term steel demand – The intensity-of-use hypothesis revisited**, Resources Policy-Elsevier. 2014.

YOSHIDA, Americo. **Nova mecânica industrial: metais, ligas e tratamentos térmicos**. São Paulo Editora: Edições fortaleza. Volume III. 1975.

ZANINI, Lucas Costa; et al. **Minimização de desgaste erosivo em trocadores de calor de usinas termoeletricas a carvão**. Universidade do extremo Sul Catarinense – UNESC. 2007.

ZANOTTI, C. C. **Materiais para tubulação**. São Paulo – SP, 2005. Volume 1. Faculdade de Tecnologia de São Paulo.

Z.Q, Lv; et al. **Effect of cyclic heat treatments on spheroidizing behavior of cementite in high carbon steel**. Materials Science and Engineering. Volume 574, 1 July 2013.

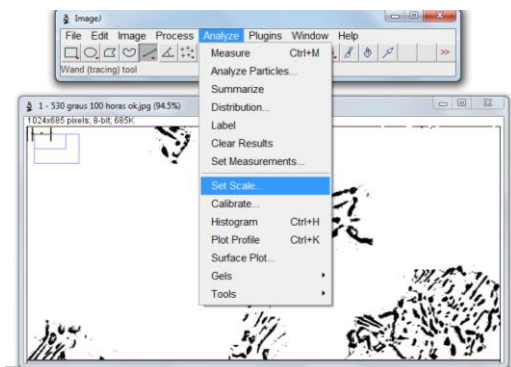
ZUM GAHR, Karl. **Microstructure and Wear of Materials**. Tribology Series, Volume 10, Elsevier Science Publishers B. V, 1987.

APÊNDICES

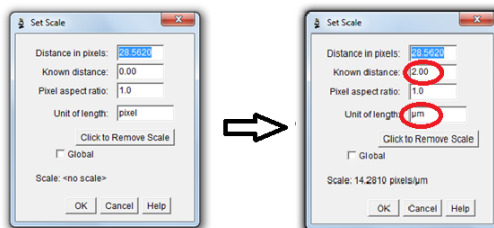
APÊNDICE A - TABELA DE COEFICIENTE DE DIFUSÃO

Espécie Difusível	Metal Hospedeiro	$D_0(\text{m}^2/\text{s})$	Energia de ativação Q_d	
			kJ/mol	eV/átomo
Fe	α -Fe (BCC)	2.8×10^{-4}	251	2.60
Fe	γ -Fe (FCC)	5.0×10^{-6}	284	2.94
C	α -Fe	6.2×10^{-5}	80	0.83
C	γ -Fe	2.3×10^{-6}	148	1.53
Cu	Cu	7.8×10^{-6}	211	2.19
Zn	Cu	2.4×10^{-6}	189	1.96
Al	Al	2.3×10^{-4}	144	1.49
Cu	Al	6.5×10^{-6}	136	1.41
Mg	Al	1.2×10^{-4}	131	1.35
Cu	Ni	2.7×10^{-6}	256	2.65

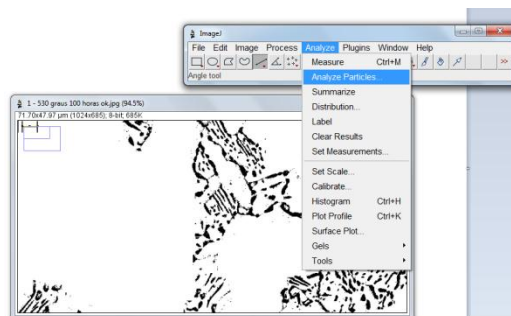
APÊNDICE B - METODOLOGIA DO USO DO IMAGEJ



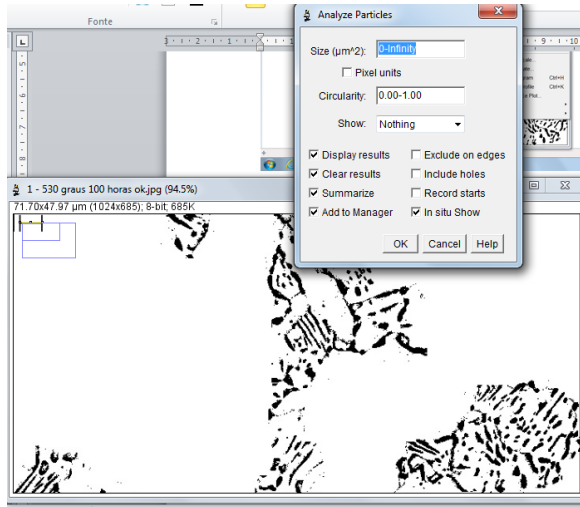
- a) Escolher uma imagem com um tamanho conhecido para calibração do software.



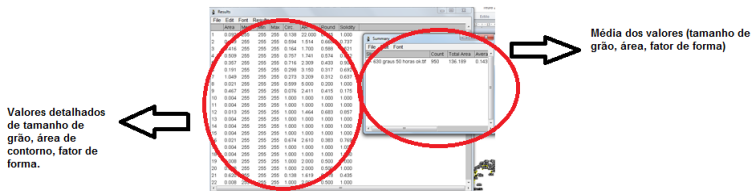
- b) Na opção: Set Scale – substituir o valor em “Know distance” pela distancia conhecida e o valor em “Unit of length” pela unidade da distância conhecida.



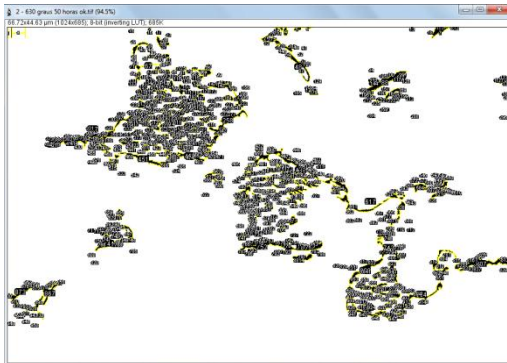
- c) Após calibração ir para a opção Analyze Particles



d) Marcar as informações mostradas na figura acima



e) O software apresentará os resultados de duas formas: Valores detalhados e média dos valores, que devem ser observados por meio das partículas que o software selecionou, apresentado na letra f.



- f) Caso alguma partícula selecionada automaticamente pelo software não corresponda a uma partícula de interesse no estudo, essa deverá ser deletada manualmente.